



TITLE:

塑性加工における工具材料の焼付き挙動に関する研究(
Dissertation_全文)

AUTHOR(S):

土屋, 能成

CITATION:

土屋, 能成. 塑性加工における工具材料の焼付き挙動に関する研究. 京都大学, 1996, 博士(工学)

ISSUE DATE:

1996-05-23

URL:

<https://doi.org/10.11501/3112276>

RIGHT:

②

塑性加工における工具材料の
焼付き挙動に関する研究

1996年

土 屋 能 成

目 次

第1章 緒 論	1
1. 1 塑性加工におけるトライボロジー研究の位置づけ	1
1. 2 塑性加工におけるトライボロジー研究の課題	2
1. 3 塑性加工工具の焼付き現象解明の現状	5
1. 4 本研究における焼付きの考え方	5
1. 5 型材料及び表面処理の発展とトライボロジー	7
1. 6 本研究の目的及び全体構成	8
第2章 焼付きに及ぼす鋼中炭化物の影響	11
2. 1 緒 言	11
2. 2 焼付き挙動に及ぼす鋼中炭化物の影響	12
2. 2. 1 実験方法	12
(a) 供試工具鋼	12
(b) 引抜き形摩擦試験	13
2. 2. 2 実験結果及び考察	14
(a) 引抜き距離に伴う焼付き状態の変化	14
(b) 熱処理による炭素鋼の焼付き特性の違い	16
(c) 熱処理による高速度工具鋼の焼付き特性の違い	18
2. 3 モデル型による炭化物の焼付き抑制挙動の検討	21
2. 3. 1 実験方法	21
(a) 引抜き形摩擦試験	21
(b) 部分被覆ダイスの作製	21
2. 3. 2 実験結果及び考察	24
(a) 部分被覆ダイスの作製条件の検討	24
(b) 引抜き距離に対する μ_s の変化	25
(c) 引抜きに伴う被加工材表面損傷の変化	25
(d) 引抜き試験後のダイス表面観察	29

(e) 直角ストライプダイスにおける凝着	29
2.3.3 VC ストライプの凝着抑制効果	29
2.4 結 言	32
第3章 硬質表面皮膜処理を施した塑性加工用工具のトライボロジー特性	35
3.1 結 言	35
3.2 リング圧縮試験による摩擦係数の測定と耐焼付き性の評価	36
3.2.1 実験方法	36
(a) 圧縮板とリング試片	36
(b) リング圧縮試験	36
3.2.2 実験結果及び考察	38
(a) 工具材の耐焼付き性の比較	39
(a-1) 摩擦係数の違い	39
(a-2) 圧縮板表面の観察	40
(b) リング試片の圧縮時材料流れに及ぼす圧縮板表面粗さの影響	40
3.2.3 まとめ	47
3.3 引抜き形摩擦試験における各種表面処理材の焼付き挙動	48
3.3.1 実験方法	48
3.3.2 実験結果及び考察	48
(a) 見かけの摩擦係数の変化	48
(b) 試験後のダイス表面観察	52
(c) 被加工材表面の観察	57
3.3.3 まとめ	61
3.4 冷間後方せん孔押し出し加工における焼付き限界深さに及ぼす VC 被覆の効果	62
3.4.1 実験方法	63
3.4.2 実験結果及び考察	64
(a) 鏡面仕上げポンチによる焼付き状態の比較	64
(b) 焼付きの発生に及ぼすせん孔深さ及びポンチ表面粗さの影響	66
3.4.3 まとめ	71
3.5 結 言	71

第4章 焼付き挙動に及ぼす工具表面粗さの影響	73
4.1 結 言	73
4.2 実験方法	74
4.3 実験結果及び考察	77
4.3.1 見かけの摩擦係数の行程変化	77
4.3.2 被加工材の損傷形態	78
4.3.3 μ_a に及ぼす工具表面粗さの影響	81
4.3.4 圧下力の影響	83
4.3.5 アルミニウム加工における工具表面粗さの影響	84
4.3.6 潤滑油の影響	85
4.4 結 言	87
第5章 工業用純アルミニウムと各種工具材料との適合性評価	89
5.1 結 言	89
5.2 実験方法	90
5.3 実験結果および考察	93
5.3.1 摩擦係数 - 行程線図	93
5.3.2 しごき行程中における摩擦面性状	97
5.3.3 被加工材の表面粗さ	99
5.3.4 被加工材表面損傷の生成機構	100
5.3.5 摩擦係数に及ぼすダイス表面粗さの影響	104
5.4 結 言	106
第6章 ステンレス鋼板の各種工具材料に対する摩擦挙動	109
6.1 結 言	109
6.2 実験方法	110
6.3 実験結果及び考察	113
6.3.1 摩擦係数 - 行程線図	113
6.3.2 摩擦面の観察	117
6.3.3 摩擦係数と透磁率の関係	120

第1章 緒 論

1. 1 塑性加工におけるトライボロジー研究の位置づけ

近年の情報化社会といわれるソフト面での技術革新の時代にあっても、それを支える基盤技術として新規材料開発に対する期待は大きく、新素材や高機能材料の進展も著しい。さらにこれらの新材料を単なる材料の段階から部品や製品に具現化するために、鋳造や塑性加工、機械加工といった各種加工法が重要な役割を果たしている。しかもこの過程において高品質と低コストが求められる。例えば素材を生産する1次加工においては、大量生産の中で材料特性を均一に発現させるため、温度や加工度といった製造条件の厳格な管理が必要になる。一方、部品を成形する2次加工では最終製品における機能の発現のために、個々の部品に対する強度特性や形状精度を高い要求基準の中で実現させることが求められている。

鍛造加工や板成形などの塑性加工法は、ほかの加工法に比べて生産性が高く、効率よく製造できる。切削加工のような除去加工と異なりニヤネット成形であるために、経済的であることも大きな特徴である。さらに熱間、冷間を問わずその加工工程において、熱と加工ひずみの制御によって材料組織を整えたり、加工による組織変化で強化する、といった材質改善を行える点で他の加工法にない利点を有している。

このような塑性加工の特徴をいかに効率よく発揮させ得るかという点にトライボロジーの役割がある。塑性加工におけるトライボロジーは被加工材料と工具材料、潤滑剤の相互に関係する摩擦挙動を扱う学問である。さらにこれには熱や雰囲気、加工条件などの環境の影響が十分考慮され、実際の加工にその考え方が反映させて初めてその意義が生まれる。トライボロジーが成し得る貢献の段階を2つに分けて考えることができよう。1つは設計段階における寄与であり、いま1つは生産段階における寄与である。工程の設計段階においては所望の形状が得られるように材料の変形抵抗だけでなく摩擦力をも考慮して、工具の形状を決めたり成形工程の分割が行われねばならない。こうした配慮によってたとえば前後方押し出し加工では前方に押し出される軸と、後方に形成されるカップの長さが所期の値になる。また鍛造加工においては材料の充満が適正になって成形品の形状精度が向上す

6. 3. 4 被加工材料の組織変化	123
6. 4 焼付きの発生・成長と摩擦面温度に関する考察	125
6. 4. 1 材料、工具の焼付き特性	125
6. 4. 2 材料と工具材料の組合せにおける温度上昇の試算	126
6. 5 結 言	132
第7章 硬質表面処理皮膜の密着性	135
7. 1 結 言	135
7. 2 実験方法	136
7. 2. 1 実験装置及び打撃条件	136
7. 2. 2 供試材	138
7. 2. 3 被加工材表面の打撃痕の観察	138
7. 3 実験結果及び考察	139
7. 3. 1 高速度工具鋼における打撃痕の成長	139
7. 3. 2 硬質層被覆材における打撃痕の成長	140
7. 3. 3 表面損傷の特徴	142
(a) 硬質クロムめっきの損傷	142
(b) VC 皮膜の損傷	144
(c) イオンプレーティングによる TiN 皮膜の損傷	146
(d) 皮膜損傷の観察手法による違い	148
7. 3. 4 繰返し打撃痕の形状の違い	149
7. 3. 5 繰返し打撃痕の損傷状況の違い	151
7. 3. 6 繰返し打撃損傷に及ぼす母材硬さの影響	152
7. 3. 7 耐剥離性の比較	153
7. 5 結 言	154
第8章 総 括	157
謝 辞	161

ることになる。また摩擦力を適正に制御することは加工力を低下させることになり、工具への負荷を軽減するとともに、全体の加工エネルギーを低下させて省エネルギー化にも貢献する。

生産段階におけるトライボロジーの役割は、主に工具を長寿命化し、製品の品質を安定させることにある。この段階では工程の設計段階で実現された良好な摩擦状態をいかに長期間維持するかという点にトライボロジーに関する考え方が反映されねばならない。生産段階では数千から数万、数十万回の加工の間、工具の摩耗や焼付きが少なく、製品品質も良好な状態に保たれる必要がある。この際に生じるトライボロジー現象についての把握、対策が十分でないと、生産開始初期に型の摩耗や焼付きが進行して製品の寸法精度が悪化したり、表面状態が劣化して工具の補修や磨きの作業が必要になってくる。また設計段階で設定した潤滑剤や工具材料をより経済的なものに変更することもこの段階で行われるが、その際にもトライボロジーに対する考慮が必要となってくる。たとえば摩擦潤滑挙動に対する潤滑剤と工具材料の役割を理解しておくことと次のような実用上の効果が期待できる。つまり表面処理を施した工具を用いることによって、高品質ではあるが高価な潤滑剤に代えて低級な潤滑剤の使用が可能になるであろう。あるいは高級な超硬合金製の型に代えて、安価なダイス鋼に表面処理を施した型で同等以上の性能が期待できる。このように量産に向けて適正化を図っていく上で、塑性加工におけるトライボロジー研究の果たす役割は大きい。

1. 2 塑性加工におけるトライボロジー研究の課題

現在のこの分野における研究課題の一つの柱は潤滑挙動のメカニズム解析である。これには塑性加工の潤滑状態をよく反映している混合潤滑状態を取り扱う研究をはじめ、この基礎となる流体潤滑や境界潤滑に関する解析が行われている。なかでも実験によって潤滑剤の導入・捕捉過程や流出状況を捉えたり¹⁾、潤滑剤の油膜厚さを求める基礎研究²⁾が行われている。このような挙動解析結果を理論的に取り扱って摩擦状況を定式化する試み³⁾も行われている。これらは将来数値解析に取り込まれ、塑性変形解析の精度向上に活用されることと思われる。また潤滑挙動を把握することで、その結果を摩擦制御に応用して成形性を向上させたり⁴⁾、潤滑挙動と密接な関係にある被加工材の表面創成機構を明らかに

して、被加工材料の表面光沢を得る研究も行われている^{5), 6)}。

研究課題のもう一つの方向は、塑性加工中に変化、進行するトライボロジー現象のメカニズムを理解することである。ここでいうトライボロジー現象とは工具の摩耗やダレ（型表面の軟化に基づく変形）、表面層の剥離、焼付きなどのことで、いわゆる工具損傷を引き起こす現象である。摩耗に関しては工具の特性評価の一環として研究が行われ、工具と被加工材料の間の個々の組み合わせにおける評価が多く行われている。また寿命予測を行う研究の一環として、摩擦条件と摩耗の種類とのマップが作成されている⁷⁾。ダレに関しては、温熱間金型での研究が多く、鋼の焼戻し軟化抵抗を応用した型寿命予測が試みられている⁸⁾。また工具鋼メーカーや表面処理メーカーからは軟化に強い型材料や表面処理に関する提案がなされている。剥離は、窒化処理などの表面処理型材の使用中に問題となる損傷であるが、これを研究として取り組んだ例は少ないようである。一方、焼付きに関する研究は活発に行われている。1.3節で述べるように焼付きの発生及び成長のメカニズムに関して、潤滑条件や工具材料の特性などの観点から研究が進んでいる。

このような損傷の発生や進行について、実験によってそのメカニズムを解明する試みは貴重であるが、実用上は以下のような課題が残る。塑性加工の実際においては、その環境や加工条件の変動が本質的に大きく、これに基づく摩擦条件の変化も大きい。したがってこの条件変動のために、摩擦現象においてもその挙動が急変することがしばしばある。熱的条件変動の影響を受けやすい型の表面軟化や焼付きを典型的な例として、多くの損傷は潤滑状態や熱的負荷状態が加速度的に悪化するときに見れる。これらの損傷は工具の寿命だけでなく、製品の表面品質にも重大な影響を及ぼすため、実用上これらの制御が望まれるところである。しかし現状は、変動要因を除いたとしてもそのメカニズムが明確になっているとはいえない状況にある。この意味において焼付きによる損傷のメカニズムの理解とその改善とがもっとも重要なテーマに位置づけられる。

なお工具の損傷に関するいろいろな用語は生産現場における経験が元になっていることが多いので注意しなければならない。往々にしてメカニズムを表すというよりは観察結果や形態を表現していることがしばしばある。例えば「寿命は工具のダレによる」の「ダレ」には熱軟化に伴う型の塑性変形という本来の意味のほかに、摩耗の範囲が広く正常部との境界がはっきりしない場合も含まれるのである。また「剥離」の場合も表面に平行な平坦面を持ったくぼみでさえあれば、本来の表面の疲労に基づくクラックの発生、伝播による損傷のほか、徐々に進行した摩耗であっても「剥離」と称されることがある。寿命向上に

当たってはこのような慣用語をよく見極め、ことの本質を把握して対策を立てることが肝要である。そのためにもトライボロジー現象に対する理解を深めることが重要である。

トライボロジーに関する取り組みを、水野は次のように体系化している。図 1-1⁹⁾に示すように潤滑問題の体系化とは、条件因子や潤滑機構、結果、試験法といったそれぞれの項目が定量的に表現され、因果関係が法則化されて、フィードバックが容易にできる状態を実現することである。一方で実生産の場では条件因子から直接結果を得ようとする、いずれの取り組みもなかなか難しいので実用上の結果を少しでも合理的に求める方法として評価試験法が工夫される。ここで潤滑機構に関する情報がどれだけ活用されるかが成果を左右することになる。この意味においてメカニズム解明の必要性が存在する。広く潤滑に留まらず、対象とするそれぞれの表面損傷に置き換えてもこの関係は変わらず、塑性加工におけるトライボロジーの役割と位置づけはこの図に集約されているだろう。

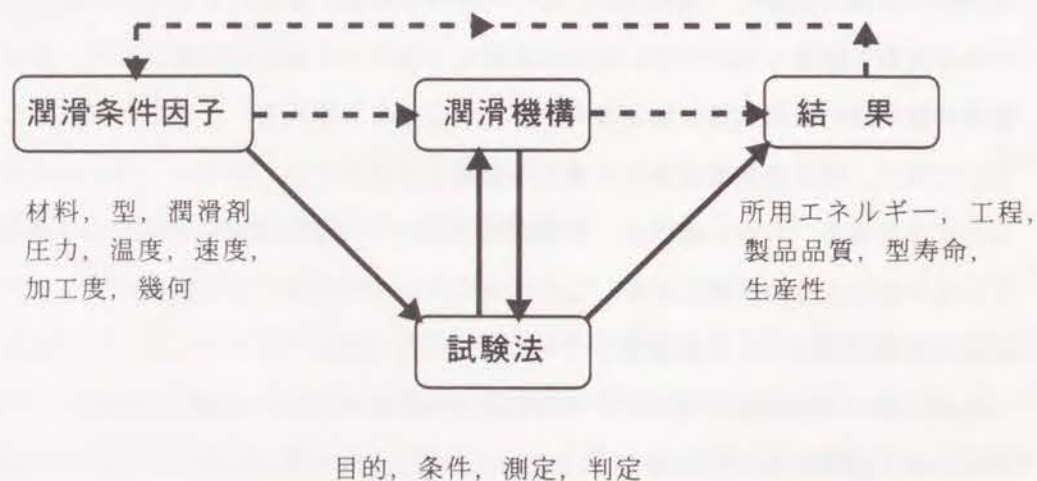


図 1-1 潤滑問題の体系 (水野)

1. 3 塑性加工工具の焼付き現象解明の現状

前節で述べたように、焼付き現象の解明は製品品質の維持や工具の長寿命化の点で実用上有益である。一方焼付きが工具と被加工材料の界面現象である点で学問的にも興味深い。そのため多くの研究が行われている。中村によれば¹⁰⁾、塑性加工における焼付きとは「潤滑された摩擦面において、熱的あるいは機械的擾乱によって、安定した潤滑状態が維持できなくなる遷移現象」であり、その過程において①潤滑膜や表面保護膜の破断、②摩擦対の直接接触による凝着、③相対すべりによる凝着部の破断と移着、④凝着部や移着部による摩擦面の激しい表面損傷、が生じる。したがって焼付きに関する研究もこれらの究明にあてられている。

潤滑膜破断の臨界条件に関しては、界面温度と膜厚条件について検討されている。焼付き発生の臨界温度は¹⁰⁾、鉱油系基油の境界潤滑状態においては 150 ~ 200 °C、極圧添加剤等による極圧膜が存在する場合で 300 °C といわれている。臨界膜厚条件に関しては摩擦対両表面の合成表面粗さ ($\sigma = (\sigma_1^2 + \sigma_2^2)^{1/2}$; σ_1, σ_2 = 摩擦対 1, 2 の表面粗さ) に対する潤滑膜厚さ (h) の比 ($\Lambda = h/\sigma$) で整理して、この比が 1 以下になると直接接触が非常に多くなるといわれている。圧延や押出しなどの加工においても工具表面の粗さを埋めつくすだけの油量が臨界油膜厚さであることが確認されている¹¹⁾。

油膜破断によって工具と材料との直接接触が起こると相互の凝着が生じる可能性が非常に高まる。この点に関しては、工具材料の被加工材料に対する「適合性」評価という観点で多くの研究が行われている。板成形における表面損傷を詳細に分類し、それに基づいて工具と材料間の凝着特性の違いを明らかにしたり¹²⁾、塑性加工をシミュレートした圧延や引抜き、しごきタイプなどのいろいろな摩擦試験機が開発され、それを用いて各種工具材料の特性が評価されている^{13, 14, 15)}。

また焼付き過程を反応速度論的に記述したり¹⁶⁾、モンテカルロ法で焼付きの進行をシミュレートしたり¹⁷⁾、フラクタル次元で焼付きの特徴を整理する試み¹⁸⁾が行われている。

1. 4 本研究における焼付きの考え方

ここで、今後の議論を明確にするために、焼付きの定義をしておきたい。通常焼付きと

は「潤滑された摩擦面において、温度上昇に伴って当初予期した良好な潤滑ができなくなり、固体接触が増加して接触面が激しく傷つけられる遷移現象」（トライボロジー辞典：日本トライボロジー学会編，養賢堂）もしくは「摩擦面において、何らかのきっかけで摩擦係数が急激に上昇し、巨視的な溶着を生じるようになる現象」（塑性加工におけるトライボロジー：日本塑性加工学会編，コロナ社）と定義されている。前者では、潤滑状態の良否に深く関係した定義内容になっており、良好な潤滑状態が保持できなくなった後の固体間の接触に起因する焼付き現象については定義されていないも同然である。一方後者では塑性加工における焼付きの実体を表現してはいるが、そのメカニズムや本質を表しているとはいえない。いずれの定義においても内容が不十分なのは、焼付き現象が明確にされていないことの現れであろう。

このような現状をふまえて、本研究ではいっそう現状に即した表現から出発して焼付きを定義し、考察していくこととする。すなわち焼付きとは、①「摺動部の全域もしくは一部において、被加工材料が工具表面に堆積すること、もしくは堆積したもの」と定義する。ここで堆積するとは、被加工材料の表面近傍の一部が化学的もしくは機械的に工具表面に移着することである。移着するためには、材料と工具の結合が必要であり、さらに材料内部における組織の破壊と分離が生じなければならない。したがって、移着の起こる条件とは「材料の内部強度より、強い力で材料と工具とが結合すること」である。この条件さえ満たされるならば材料と工具との結合が化学的であるか機械的であるかは問われないことになる。一方で、焼付きは本来材料と工具とが摺動中に起こる現象である。この観点からいえば、摺動中に材料の一部が工具表面との相対すべりを停止して、材料移動の場所が材料と工具の界面から材料内部に移行するようになることを焼付きとって良いだろう。いいかえると②「摺動界面において部分的に摩擦抵抗が増大し、すべり速度が遅くなって、摺動が材料内部で起こる現象」が焼付きであると定義できる。摺動状態が終わって材料と工具を引き離れたときに顕在化する①の焼付きと、摺動中に被加工材の摺動面に損傷を発生させる②の焼付きとは、同一現象の表と裏を表している。

また当然のことながら、材料と工具との結合力より工具の材料強度が高いことが必要である。さもなければ、工具の摩耗や脱落によって見かけ上焼付きとはならないからである。さらに界面において工具と材料の相対すべりが小さいときには焼付きは生じにくい。例えば押出し加工でダイス角が大きいときにデッドメタルを生じる場合や拘束据込み加工で樽型変形を生じる場合があげられる。これらの場合工具との摩擦が過大で、材料内部のせん

断に基づく変形が界面のすべりによる変形より優位になっている。このようなときには相対すべりが小さいために焼付きは生じにくい。したがって、工具材料の焼付き特性に関しては、摩擦力に関する特性と材料強度に関する特性とから考察する必要があるだろう。前者は、相手材料との親和性すなわち反応性や熱的安定性と工具表面の粗さなどの機械的条件によって決まる特性であり、後者は硬さや靱性といった材料特性になる。

1. 5 工具材料及び表面処理の発展とトライボロジー

塑性加工、特に鍛造加工における成形限界の向上や精度向上、被加工材料の多様化などに果たした工具材料の役割は計り知れない。鉄系工具材料では、高合金化に基づくマトリックス強度や靱性の向上、炭化物の増加によって、冷間ダイス鋼や高速度工具鋼の特性が向上してきた。しかし溶製法ではこれら合金元素の含有量にも限界がある。そこで粉末冶金技術を活用した粉末高速度鋼が開発され、いっそうの高強度化が実現した。一方、タングステン炭化物をコバルト金属で結合した超硬合金の開発によって、鉄系では達成できないような高強度や耐摩耗性が実現している。また強度、耐摩耗性の点では、セラミックスの応用としてジルコニアセラミックスをしごきダイスに使用する例がでてきている。しかし高強度と靱性の両立の点で、塑性加工用工具へのセラミックスの適用は限界があると思われる。最近、高速度鋼のいっそうの高強度化と、超硬合金もしくはサーメットのいっそうの高靱性化との両方からの取り組みが盛んで、今後バルク材としての工具材料の開発も進むものと思われる。特に工具鋼メーカーや超硬合金のメーカーは、それぞれ独自の材料を開発してきており、JIS規格にない優れた特性が得られ始めている。

高速度工具鋼や超硬合金の発達が塑性加工の進歩をもたらしたように、工具への表面処理技術の果たした役割も大きい。それまで表面硬化処理として焼入れ硬化や浸炭、窒化が主流であったが、炭化物や窒化物の硬質皮膜を被覆する技術が開発され、耐摩耗性や耐焼付き性の向上に大きく貢献した。前者は炭素や窒素などの侵入型元素を鉄母材へ拡散させることによる鋼の硬化処理であるのに対し、後者はVCやTiC、TiNといった母材とは全く異なる物質を被覆させた点が異なる。これら硬質皮膜の被覆処理によって工具寿命が10倍から1,000倍にまで向上するようになっている。

このような工具材料の発展とともにその摩擦特性に関する評価が進んできている。

前節で述べたように工具材料の適合性に関しては多くの研究結果があり、高合金鋼、高速度工具鋼、超硬合金、硬質皮膜被覆材の順に特性が向上することは認められている。しかし研究者間の結果においても実用上の使用結果についても、一方では非常によい評価が得られる反面、他方ではマイナスの評価が下されることがある。特に超硬合金や硬質皮膜被覆材の評価に関しては、多くは非常によい評価結果が示される一方、時として逆の評価が下されるなど、混乱した結論が導かれることがある。この原因としては、評価対象である摩耗や焼付きに関するメカニズムがはっきりしていないために、評価のポイントが明確でないまま、他の影響因子の外乱を含んだ状況で結論を得ていることが挙げられる。これは材料をうまく使いこなすための影響因子の整理がまだできていないことを意味している。実用上の効果を有効に得るためにも、評価結果のばらつきを整理して特性に及ぼす影響因子を明確にする必要がある。前節で述べた摩擦低減に関する特性と材料強度に関する特性とが、評価の前提条件としても評価結果の考察においても、分離されていないことも混乱の理由の一つと思われる。特に表面処理材ではその特性を決める影響因子が多いことが評価の定まらない原因になっている。表面処理材では皮膜材質の他に皮膜表面の性状や母材の硬さ、母材との密着性などの影響が考慮されるべきだろう。これらの影響を含めたトライボロジーに関する特性評価を十分行なって混乱を收拾する必要がある。皮膜材に本来備わった優れた特性を引き出し、活用することは工学的にみて非常に有意義なことであろう。

1. 6 本研究の目的及び全体構成

以上のような背景から工具材料のトライボロジーに関する要因を明確にすることは工学的にみて有用であるとともに実用上も価値のあることと考える。本論文では工具材料を有効に使用する立場からそのトライボロジー挙動を論じる。なかでも焼付き現象、特に潤滑剤が介在しなくなった時点の工具材料と被加工材料間の凝着現象を取り扱う。焼付きに基づく表面損傷の発生と成長の過程を明らかにし、焼付き現象のメカニズムを考察しつつ工具材料のトライボロジー特性を整理する。

まず工具鋼における析出炭化物の焼付き特性に対する役割を明確にする。焼付きの発生や成長に対して炭化物の量の効果が大きいことを示す。次に炭化物量が100%になった状態が硬質皮膜被覆材であると位置づけ、各種表面処理工具材の評価を行う。さらに硬質皮

膜被覆材の耐焼付き性に及ぼす影響因子の一つとして表面粗さを取り上げ、表面をなめらかにすることが皮膜本来の特性を引き出し、焼付きの抑制に対して非常に効果的であることを示す。またアルミニウムやステンレス鋼を加工したときの特性を調べる。その際工具と被加工材との界面温度に着目して、それぞれの材質の組み合わせと温度上昇及び焼付き傾向とがよい相関にあることを示す。以下各章別にその概要をまとめる。

第2章では、焼付きに及ぼす鋼中炭化物の影響を明らかにするとともに、炭化物量を人為的に変化させたモデル型によって炭化物の焼付き防止能を検討する。すなわち熱処理によって炭化物量を変えた高速度工具鋼の耐摩耗、耐焼付き性を評価し、焼付き発生距離と炭化物量や硬さとの関係を示す。さらにフォトエッチング等によりVCを部分的に被覆したダイスを用い、VCストライプの間隔によって焼付き挙動が変化する状況を示す。これらから焼付きに及ぼす炭化物の影響を詳しく調べその効果を明らかにする。

第3章では、代表的な塑性加工法をシミュレートした摩擦実験により、硬質皮膜被覆材の摩擦・焼付き挙動を他の表面処理や工具材との比較のうえ明らかにする。まずリング圧縮試験により塑性変形中の摩擦係数を測定し、VC皮膜は高摩擦であっても焼付き特性が優れることを示す。次に、試作した連続引抜き形摩擦試験機で、長距離の加工における工具材や表面処理材の摩耗及び焼付き挙動を観察し、それぞれの特徴を明らかにする。さらに最も過酷な成形といわれる後方せん孔押出し加工を行い、焼付きを起こさないでせん孔加工ができる最大の深さを求めた。製品表面品質に及ぼす表面処理や工具表面粗さ、ポンチを引き抜くタイミングの影響を示す。

第4章では、焼付き特性に及ぼす工具の表面粗さの影響について論じる。無被覆材や硬質クロムめっき材との焼付き挙動の比較から、硬質皮膜被覆材における工具表面粗さの影響を示す。面圧や被加工材料、潤滑油粘度などの影響にも言及する。

第5章では、アルミニウムのしごき加工における硬質皮膜被覆材の焼付き抑制効果を述べる。この加工における凝着の発生と成長挙動を明らかにし、セラミックスや硬質皮膜では凝着が抑制される理由を凝着のモデルを示して説明する。

第6章では、ステンレス鋼のしごき加工における摩擦・焼付き挙動を、各種工具材料の摩擦係数変化や製品表面性状の違いから明確にする。その中で、ステンレス鋼の機能的特性である透磁率と加工中の摩擦係数との対応について示す。第5章、第6章を通じて塑性加工中の被加工材料の凝着挙動を、加工時の摩擦界面の温度上昇に着目して工具材料と被

加工材料との適合性の面から論ずる。

第7章では、硬質皮膜被覆材の母材との密着性について、トライボロジー特性への影響の点から述べる。被覆材表面に硬球を繰り返し打撃したときの表面の損傷の進行を観察して、皮膜が剥離する過程を把握する。皮膜の種類による剥離挙動の違いや母材硬さの影響をまとめる。

第8章では、結論として工具材、表面処理材の観点から見たトライボロジー挙動を総括する。

参考文献

- 1) 小豆島 明他：塑性と加工，30-347 (1989), 1631.
- 2) 小豆島 明他：平元春塑加講論，(1989), 715.
- 3) Wilson, W. R. D. et al : Trans. NAMRI/SME 19, (1991), 37.
- 4) 岡崎康隆：塑性と加工，33-381 (1992), 1144.
- 5) 斉藤正美他：機論 C, 58-551 (1992), 2299.
- 6) 小豆島 明：鉄と鋼，80-8 (1994), 635.
- 7) Lim, S. C. , Ashby, M. F. : Acta Metall., 35 (1987), 1.
- 8) 済木弘行他：平5春塑加講論，(1993), 131.
- 9) 水野高爾：塑性加工技術懇談会テキスト，(1985/5月)，34.
- 10) 中村 保：第156回塑性加工シンポジウムテキスト，(1994), 67.
- 11) 中村 保他：機論 C, 52-484 (1986), 3332.
- 12) 池 浩他：理研報告，54-1 (1978), 1.
- 13) 小豆島 明他：平2春塑加講論，(1990), 181.
- 14) Dohda, K. et al : Trans. ASME, J of Tribology, 112 (1990), 275.
- 15) 後藤善弘他：塑性と加工，30-337 (1989), 246.
- 16) 吉川勝幸：平6春塑加講論，(1994), 197, 201.
- 17) 清水友治他：トライボロジー会議予稿集，(1993), 185.
- 18) 黒崎靖他：平5春塑加講論，(1993), 119.

第2章 焼付きに及ぼす鋼中炭化物の影響

2. 1 緒 言

塑性加工において製品を高品質に安定して生産するためには、工具摩耗を小さく、焼付きをできるだけ抑制することが必要になる。そのために工具材料や潤滑剤がこれまでいろいろと改良されてきている。工具鋼の改良の基本的考えは、高合金化による高性能化であるといえる。すなわち高強度と高靱性の両立を考慮しつつ、各種炭化物を増やす方向の技術開発が進められてきた。溶製法による最高性能の材料は高速度工具鋼で、炭化物量は20～30wt%にもなる。さらに粉末冶金法により高合金化がはかられ、粉末高速度工具鋼やサーメット、超硬合金が生まれた。超硬合金では75～93wt%の炭化物量となっている。この開発方向は、工具材料の高強度化が最大の目標に掲げられており、特にトライボロジーを意識したものではない。例えば耐摩耗性に関しても、引っかけ摩耗に対しては硬さを高めて摩耗しにくくするという点において合理性が認められるが、凝着摩耗に対しては高合金化の影響ははっきりしていない。

これまで金属組織と、摩耗や焼付きなどのトライボロジー挙動との関連についてはいろいろな研究が行われてきている。しかし金属元素同士の親和性に関する研究であったり¹⁾、機械要素における材料の組み合わせに関する研究が多く^{2), 3)}、塑性加工用工具で調べられた例は少ない⁴⁾。またこれらの結果は炭化物の量や大きさの影響について平均的に調べたものが多く、基質の中に分散して存在する個々の炭化物が、基質との関連も含めて摩耗や焼付きに対してどのような役割を果たしているのかを調べたものは少ない。特に工具鋼においては、さまざまな工具材料を評価する際の標準材という位置づけがなされ^{5), 6)}、それ自体の工具材料としてのトライボロジー特性が議論されることは少ない⁷⁾。

本章ではまず、塑性加工をシミュレートした摩擦試験により、代表的な工具材料の焼付き挙動を比較する。次に炭素鋼及び工具鋼の熱処理条件と焼付き特性の関係を調べ、鋼中の炭化物量が鋼の焼付き特性にどのように影響するかを明らかにした。従来、鋼の強靱化だけを考慮して決定される傾向があった熱処理条件について、トライボロジーの観点から見て適切な条件を検討する。

さらに表面処理により炭化物を部分的に被覆した工具を製作し、焼付き挙動に対して炭化物がどのように寄与しているかを明らかにした。このモデル実験により焼付きの成長と消滅に対して炭化物の間隔の影響が大きいことを示す。

2. 2 焼付き挙動に及ぼす鋼中炭化物の影響

トライボロジー現象には鋼の硬さや析出している炭化物の割合など組織の状態が影響することが知られている。そこで本節では焼入れ焼戻し条件を広範に選択し、硬さや炭化物量を変化させることによって、炭素鋼や工具鋼の塑性加工用工具における焼付き特性に及ぼすこれらの影響を調べる。

2. 2. 1 実験方法

(a) 供試工具鋼

本実験においては、工具鋼のベース材料である炭素鋼（JIS S25C, S45C, SK3）と実用工具鋼の中でもっとも炭化物形成元素の多い高速度工具鋼（JIS SKH51）とを用いた。その組成成分を表 2-1 に示す。また比較のため、TRD 法^{注1}によりバナジウム炭化物（VC）を被覆処理した冷間ダイス鋼も用いた。

表 2-1 供試ダイスの組成成分 (wt%)

鋼種	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	W	V
S25C	0.24	0.19	0.52	0.018	0.011	0.30	0.20	—	—	—	—
S45C	0.45	0.23	0.60	0.023	0.012	0.30	0.19	—	—	—	—
SK3	1.03	0.26	0.39	0.012	0.010	—	—	—	—	—	—
SKH51	0.87	0.29	0.29	0.026	0.006	0.07	0.14	3.87	4.61	5.76	1.90

^{注1} Thermo-reactive Deposition and Diffusion 熱反応析出拡散法、熔融塩浴に浸漬して炭化物を被覆する方法。

供試材の炭化物量や硬さを変化させるための熱処理条件を表 2-2 に示す。被加工材料は軟鋼板（JIS SPCC）で、その硬さは 108HV5（JIS Z 2244-1992 に基づき表示）である。

(b) 引抜き形摩擦試験

試作した摩擦試験装置を用い（平板コイル材、 $10\text{mm}^{\text{W}} \times 1.6\text{mm}^{\text{T}}$ ）の中央部分に上下 1 組の平ダイスを押しつけて引抜き加工を行った。試験法の概略を図 2-1 に、試験条件を表 2-3 に示す。このとき平板コイル材の表裏にはダイス幅、5mm、に相当する溝が形成

表 2-2 熱処理条件

鋼種	焼入れ温度 K	焼戻し温度 K (保持時間 3.6ks)
S25C	1223	373, 473, 573, 673, 773, 873
S45C	1173	373, 473, 573, 673, 773, 873
SK3	1123	373, 473, 573, 673, 773, 873
SKH51	1493, 1473, 1423, 1373 1323, 1273, 1223	373, 473, 573, 673, 773, 823 873

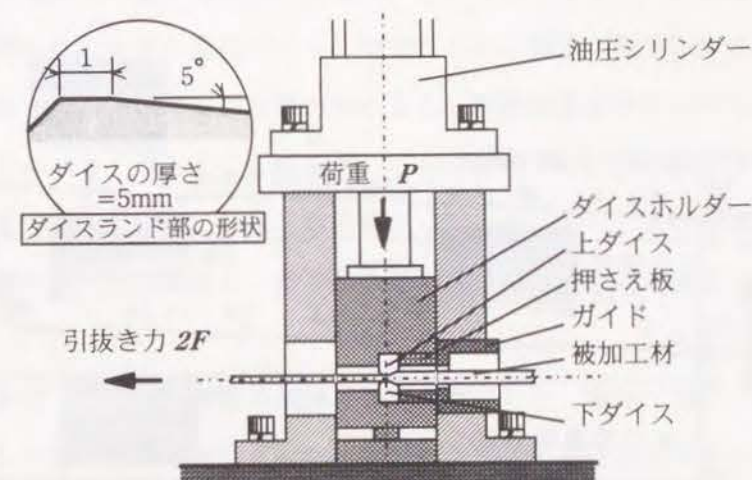


図 2-1 引抜き形摩擦試験機の概略図

される。圧下荷重(P)は7.4kN(断面減少率:12%,平均面圧:630MPa),速度: 8.3×10^{-2} m/s)で,約200mの加工を行い,被加工材料表面やダイス表面における損傷の発生状況を観察した。積極的な意味での潤滑油は用いなかったが,条件をそろえるためにコイル材に塗布されている防錆油を新たに均一に塗布した。

引抜き加工時の引抜き力($2F$)は巻取りドラムの回転数制御電流から求め,これと P との比(見かけの摩擦係数, $\mu_s = F/P$)を焼付きの尺度とした。

表 2-3 引抜き摩擦試験条件

圧下荷重: 7.39 kN	被加工材: 軟鋼板 (SPCC)
ダイス幅: 5 mm	$10^{\circ} \times 1.6 \text{ mm}^{\circ}$
引抜き速度: 83.3 mm/s	108HV5
潤滑: 洗浄防錆油	$5.2 \mu\text{m Ry}$

2. 2. 2 実験結果及び考察

(a) 引抜き距離に伴う焼付き状態の変化

図 2-2 に引抜きに伴う摩擦係数($\mu_s = F/P$)の変化と被加工材表面の損傷状態の変化

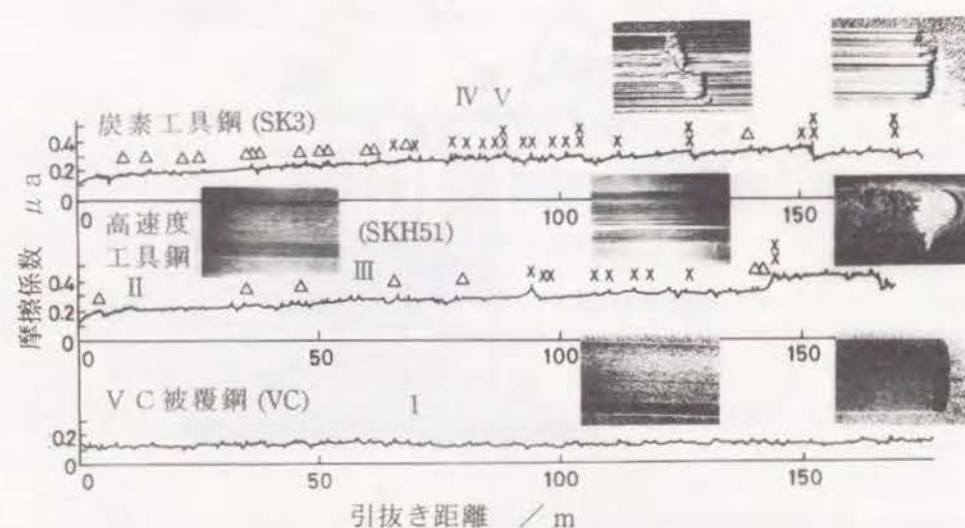


図 2-2 引抜き試験における摩擦係数の変化と被加工材表面損傷の状況

を示す。工具材料は炭素工具鋼(SK3), 高速度工具鋼(SKH51), VC被覆鋼(VC)の3種類である。図中の実体顕微鏡写真はそれぞれの引抜き距離における被加工材料表面の状況を示している。

被加工材料の表面状態を観察すると,表面に生じる損傷は引抜きに伴って次のように成長する。引抜きの初期には被加工材料の表面に浅い独立した引っかき傷が数本現れ(第Ⅰ段階),引抜きの進行とともに増加しやがて摺動面全体が細かい引っかき傷でおおわれるようになる(第Ⅱ段階)。その後一部で引っかき傷の幅が太くなり,切削の切り粉のような細線が傷の側壁に沿って現れる(第Ⅲ段階)。さらに引抜きが進むと損傷は部分的に幅を持って現れるようになる(第Ⅳ段階)。最終的な焼付き状態においては摺動方向に直角のクラックを伴った激しい起伏が摺動面全体を占めるようになる(第Ⅴ段階)。これ以降,摩擦抵抗が大きくなって被加工材の引張強さを上回ると,ダイスと固着状態になってついには破断することがある。また第Ⅴ段階は安定ではなく損傷の形態が様々に変化するとともに,突如第Ⅳ段階や第Ⅲ段階まで損傷が減少することもある。

以上のような被加工材料表面の状態変化は摩擦係数の変化によく現れる。図 2-2 の摩擦係数の変化曲線には,そのとき発生した損傷の程度に応じてⅠ~Ⅴ段階のマークを記してある。ただしすべての損傷段階が一律に生じるわけではない。炭素鋼では第Ⅰ段階はなく,第Ⅱ段階の損傷が最初に出現している。一方,VC被覆鋼では第Ⅰ段階の損傷だけが現れている。このように摩擦係数の引抜き行程変化と表面損傷の観察結果とを併記してみると,表面損傷の進展や回復と摩擦係数の増減がよく対応することがわかる。つまりⅠやⅡの段階では摩擦係数に大きな変化はなく,漸増する中に損傷の発生に伴う微小な変動が重なっている状態である。ⅢやⅣの損傷が現れると,摩擦係数全体のレベルがあがるとともに短周期の変動が大きくなり,この状態がしばらく継続する。その後摩擦係数の急激な減少と短周期変動の減少,漸増,急減を数回繰返している。このときの摩擦係数の急減と損傷の急激な改善とが対応しており,摩擦係数の変化が被加工材料の表面損傷の変化をよく反映している。

一方ダイス摺動面への被加工材料の凝着状態を観察すると,被加工材料の損傷や摩擦係数の変化と対応して凝着量が増減していた。すなわちⅡまでの段階ではダイス表面への凝着はごくわずかで少しずつ増加した。ⅢからⅣの段階では凝着がダイス全面に生じ,摺動はダイスと被加工材料界面ではなく,凝着物と被加工材の表面で生じている。さらに第Ⅴ段階において,急激に損傷が減少し摩擦係数が減少するときには,ダイス表面に凝着して

いた被加工材料が脱落し、再びダイス表面で被加工材料が摺動するようになる。

さて工具材質による損傷の違いを比較する。炭素工具鋼では引抜き試験中に数回の第V段階の損傷が認められる(図2-2)。一方高速度工具鋼では、最終端の表面観察写真に示されているように、試験終了直前に初めて第V段階の損傷が現れている。それまでのI～IVの損傷の発生頻度もかなり小さくなっていて、炭素工具鋼に比べて耐焼付き性に優れていることがわかる。さらにVC被覆鋼では、最終端の表面観察写真から分かるように、摩擦の増大に応じて生じるバルジ変形¹²が無く、引抜きの全行程を通じて被加工材料には焼付きに伴う損傷が認められない。摩擦係数の変化も微小な変動はあるものの試験開始時の値をそのまま保っている。

このように工具材質によって焼付きの挙動が大きく異なることが判明したので、以下の節においてより詳細に検討する。

(b) 熱処理による炭素鋼の焼付き特性の違い

第IV段階の損傷が始まる引抜き距離を焼付き開始距離(L_G)として、これに及ぼす炭素鋼の焼戻し温度の影響を図2-3に示す。それぞれの鋼種で、 L_G は特定の焼戻し温度の

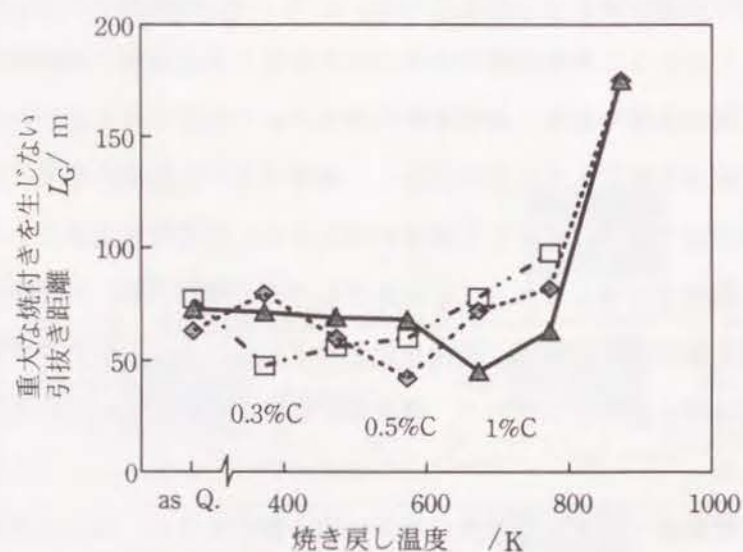


図2-3 焼付き開始距離に及ぼす焼戻し温度の影響

¹² 引抜き加工などにおいて、摺動面の摩擦抵抗が大きいとき、材料表面より内部の流動が先行して盛り上がりを生じること。

とき極小値をとっている。つまり各鋼種で最も焼付きやすくなる焼戻し温度が存在し、その温度より低温焼戻しでも高温の焼戻しでも L_G が延びている。低温焼戻しでは L_G の延び方は小さいが、773～873Kの高温焼戻しの時に焼付きの開始が大幅に遅れている。また高炭素濃度の材料ほど、最短の L_G になる焼戻し温度が高温側にずれている。これをダイス硬さで整理すると図2-4のようになる。いずれの鋼種においても50HRC程度の硬さの時に最も焼付きやすいことがわかる。

焼付きがダイス表面への被加工材料の凝着によって生じることは先の観察結果で明らかである。特に凝着物の堆積が大きくなったときに激しい損傷が起こっている。この堆積はダイスと被加工材料が直接接触したときの凝着のしやすさとその後の成長によって規模が決まると考えられる。今摩擦条件が同一であれば、被加工材料は同一であるので、凝着のしやすさはダイス材である炭素鋼組織の化学的性質によって決定されるであろう。したがって焼戻し温度に伴う炭素鋼の組織変化について考察する。

焼戻し温度の違いによって炭素鋼の組織は以下のように変化するといわれている¹¹。

- ① 初期段階(析出準備段階)：173～363K、マルテンサイトの過飽和炭素の拡散に伴う微細組織変化。
- ② 第1段階：室温から373～473K、マルテンサイト→低炭素マルテンサイト+ η -炭化物(Fe_2C)。
- ③ 第2段階：約553K、残留オーステナイト→フェライト+セメンタイト。高炭素鋼のみ

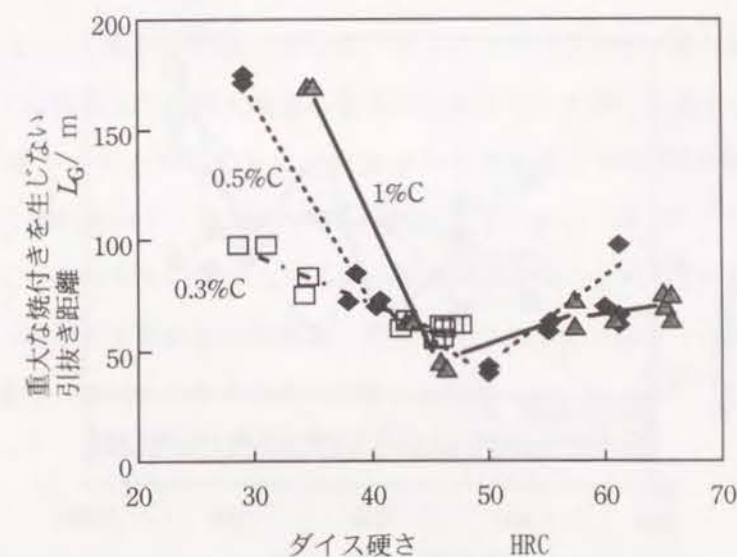


図2-4 焼付き開始距離に及ぼすダイス硬さの影響

に起こる。

④第3段階：573～773K， η -炭化物の消滅，セメンタイト (Fe_3C) の析出，成長，低炭素マルテンサイト→フェライト+セメンタイト。

つまり工具鋼の基地組織では，焼戻し温度の上昇とともに焼入れ時のマルテンサイトが炭素をはき出しながら低炭素化し最終的にはフェライトに変化していく。一方はき出された炭素は中間段階の炭化物を経て，セメンタイトとして析出し，その量が増加していく。

したがって今回の実験結果は次のように理解することができる。つまり低温の焼戻し温度では，焼戻し温度の上昇とともにマルテンサイトが低炭素になり，硬さが低下する一方で，相対的に組織の鉄分が増加することになる。このことはダイスの性質と被加工材のそれとが機械的（硬さ）にも化学的（組成）にも近づくことになり，凝着を促進する方向になるであろう。一方，セメンタイトの析出が起こる焼戻し温度以上では，温度の上昇とともにセメンタイトの量が増加し，セメンタイトの化学的安定性によって凝着が抑制されるものと考えられる。析出セメンタイトの凝着抑制効果が基地組織のマルテンサイトによる凝着促進効果を上回る転回点が，硬さの値でいうと 50HRC であるということになる。

(c) 熱処理による高速度工具鋼の焼付き特性の違い

図2-5はパラメータを焼入れ温度として，高速度工具鋼の L_c に及ぼす焼戻し温度の影響を示している。まず 373K，473K の低温焼戻しでは，一部で逆転するもののほぼ焼入

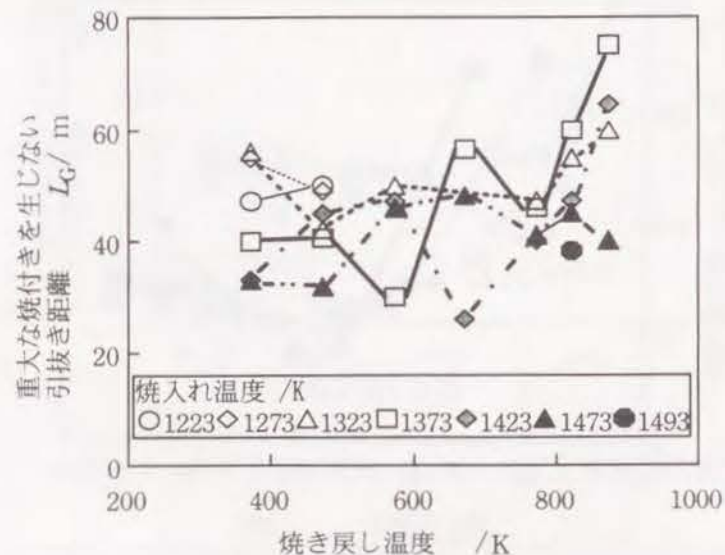


図2-5 焼付き開始距離に及ぼす焼戻し温度の影響 (SKH51 の場合)

れ温度の高い順に L_c が短くなっている。次に 573K，673K の焼戻し温度で一旦 L_c が短くなった後，773K 以上の焼戻し温度では L_c が長くなっている。ただし焼入れ温度が 1473K では，573K 以上の焼戻しで L_c にほとんど変化はない。また焼入れ温度が 1323K，および 1373K，1423K では，低温焼入れほど最小の L_c となる焼戻し温度が低く，高温の焼戻しにおける L_c の伸びが小さい。

供試した高速度工具鋼には Cr や Mo，W，V といった炭化物形成元素が添加されている。これらの元素は熱処理前には単独の炭化物や複合した炭化物として鋼中に存在する。焼入れ時には保持温度に応じて基質の鋼中にとけ込むが，焼入れ温度が低いほどとけ込み方が少なくなる。したがって焼入れ温度が低いほど未固溶の炭化物は多く存在することになる。ちなみに焼入れ温度 1173K では 19wt% の炭化物が残存するが，1473K の焼入れでは 14wt% の残存量に低下する⁹⁾。一方高温焼戻しで析出する 2 次炭化物の量は，焼入れ時の固容量に基づく。したがって 2 次硬化を期待する場合は，焼入れ温度を高めにして固容量を多くしておく必要がある。

以上の検討から図2-5を解釈すると，焼戻し温度の影響が炭化物の量で説明できることになる。すなわち，低温焼戻しで焼入れ温度の影響が認められた点については未固溶炭化物の量が焼付き性に影響したといえるだろう。次に高温焼戻しで L_c が延びた理由は，2 次炭化物の析出によるといえるだろう。中間の焼戻し温度で一旦 L_c が低下する点に関しては，前節の炭素鋼における挙動と同一で，マトリックスの特性との複合効果に基づくものといえよう。

図2-6には L_c と総炭化物量の関係を，図2-7には L_c と硬さとの関係を示す。ここで総炭化物量とは各焼入れ温度と焼戻し温度から決まる 1 次炭化物量と 2 次炭化物量の合計を文献^{9) 10)}から求めたものである。図2-6からわかるように L_c は総炭化物量と正の相関があり炭化物の多いダイスほど L_c が長くなっている。一方，ダイスの硬さとはあまり相関が無いことがわかる。従来から金属の耐摩耗性と硬さとはよい相関がある¹¹⁾といわれているが，焼付きを抑制する効果は，硬さという全体量ではなく，組織の構成要素である炭化物の量で一義的に示されることが明らかになった。

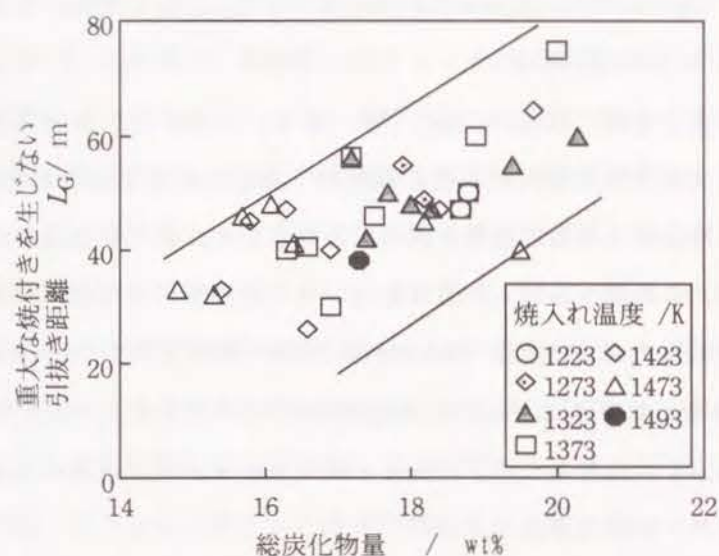


図 2-6 焼付き開始距離に及ぼす炭化物量の影響 (SKH51 の場合)

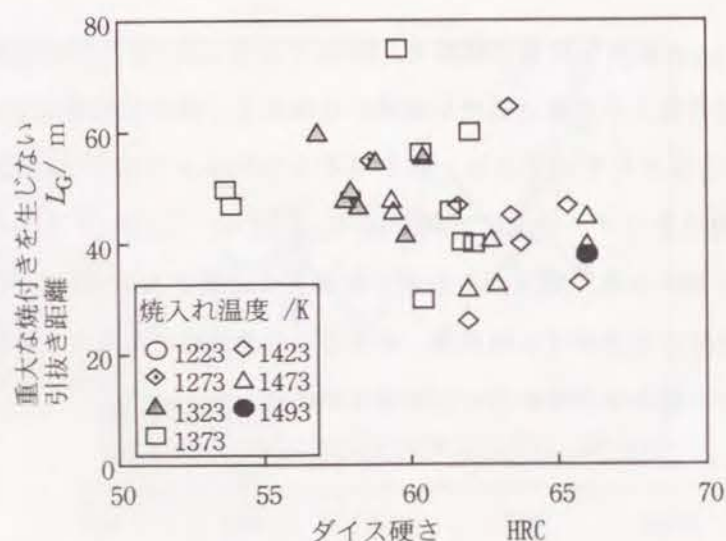


図 2-7 焼付き開始距離に及ぼす硬さの影響 (SKH51 の場合)

2. 3 モデル型による炭化物の焼付き抑制挙動の検討

前節で、焼付きの抑制に炭化物の量が大きく影響することを示した。しかし個々の炭化物粒がどのようにして焼付きを抑制するのかは示されていない。つまり焼付きの発生や成長、抑制のそれぞれに対して炭化物がどのように貢献するのかが明らかではない。そこでこれらを明らかにするために、ダイス表面にストライプ状に炭化物を被覆した、モデルダイス（部分被覆ダイス）を作製して、第 2 節と同じ摩擦試験を行った。本節の目的は、①鋼中に析出している炭化物がどのように焼付きを抑制しているのか、②鋼の基質と炭化物との境界で凝着挙動はどのように変化しているのか、をモデル試験で検証することにある。これによって鋼マトリックスと炭化物相の境界における凝着挙動を把握し、凝着物の成長と炭化物間隔の関係を明らかにした。なお部分被覆ダイスに用いる炭化物の種類は VC とした。これは、VC が鋼中に存在する炭化物の中では安定に存在することと表面処理皮膜としての実績が高いことによる。

2. 3. 1 実験方法

(a) 引抜き形摩擦試験

ダイス以外の摩擦条件はすべて 2. 2. 1 に示したものと同一である。炭化物を部分的に被覆したモデルダイスの摩擦試験においては、上下のダイスパターンを同一のものとした。また比較のためダイス全面に VC を被覆したダイス及び無被覆の焼入れ焼戻しダイスによる引抜き試験も行った。

(b) 部分被覆ダイスの作製

今回試みたパターンは、間隔を 1000, 500, 100 μm に変えた引抜き方向に平行または直角のストライプである（図 2-8）。ストライプは等間隔とし、引抜き方向に平行なストライプでは引抜きダイスの中心線と中央のストライプの中心線とを一致させた。炭化物の占める割合は、1000 μm の場合は 60vol%，500 及び 100 μm の場合は 50vol% となる。なお直角方向のストライプではダイスのランド部出口で炭化物によって焼付きが修復されないように、最終出口箇所には炭化物を形成させていない。

部分的に炭化物を被覆するために、溶融塩浴を用いる TRD 法を利用した。TRD 法では鋼中の炭素と溶融塩浴中に添加された炭化物形成元素とが鋼表面で反応して炭化物を形成

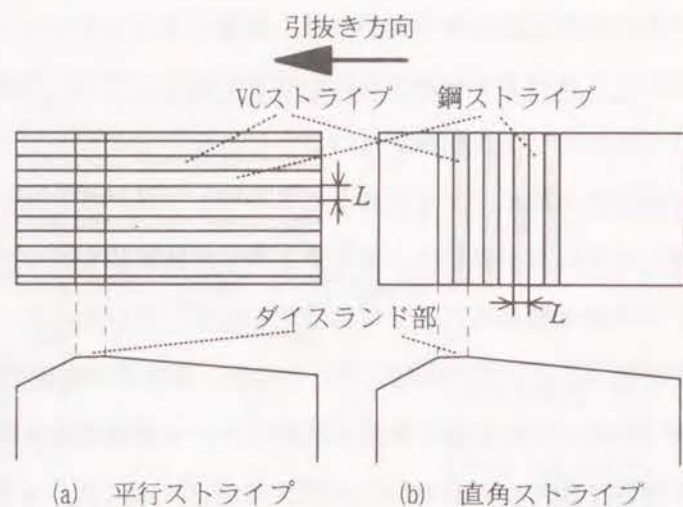


図 2-8 炭化物の焼付き挙動実験に用いたモデルダイスのストライプパターン

する。したがって炭化物は元の鋼表面から上へ成長して皮膜厚さが増加する。しかし銅めっきが施された試料表面には炭化物が形成されない。それは銅めっき中の炭素の拡散速度がきわめて遅いため、めっき表面で熔融塩中の炭化物形成元素と反応できないためである。そこでダイス表面全面に銅めっきを施した後パターンに応じて銅めっきを取り除いて鋼を露出させ、そこに炭化物を形成させた。このときあらかじめ炭化物の皮膜厚さに相当する溝を形成させて、被覆後に炭化物と鋼の表面が同一面になるようにした。

ダイスの母材には合金工具鋼^{注3}を用い、未被覆部の炭化物の影響を小さくした。

被覆工程は図 2-9 の概念図に示すように、①銅めっき処理、②パターン加工、③ VC (バナジウム炭化物) 被覆処理、④仕上げ研磨の 4 工程に大別される。

①銅めっき層には、母材中炭素の表面への拡散を防ぐのに十分な層厚さが必要である。今回は電解法でおよそ 15 μm の厚さに被覆した。

②パターンの加工では研削とフォトエッチングの 2 方法を試みた。いずれの場合も最終的に被覆部と無被覆部とが同一平面となるように、被覆部の母材に層厚さ相当分の溝を加

^{注3} (1.05wt%C-0.38wt%Si-0.95wt%Mn-0.014wt%P-0.08wt%S-0.33 wt%Cr, JIS SKS93)

工した。これは VC 被覆層が母材表面から上へ成長して層を形成するためである。

研削加工にはダイヤモンド砥石を用いた。溝幅は 500 μm のみとし、引抜き方向とそれに直角方向のストライプを形成した。

フォトエッチングは図 2-9 に示すように (a) フォトマスクの作製、(b) レジスト膜の塗布、(c) パターンの焼き付け、現像、(d) 腐食によるパターン加工の工程で行った。フォトマスクは目標寸法の 30 倍のパターンをピーリングシート上にナイフで切りだし、それをガラス乾板上に撮影して作製した。レジスト膜には合成ゴム系のネガ型^{注4}のものをを用いた。

銅めっきの除去と鋼母材の溝加工のための腐食は湿式、化学腐食とした。銅めっきの除去には塩化第二鉄、溝加工には塩酸アルコール溶液を用いた。

③ VC 被覆処理は通常の熔融塩浴浸漬法で行い、約 10 μm の VC を被覆させた。

④最終仕上げ研磨には研磨板とダイヤモンドペーストを用いた。

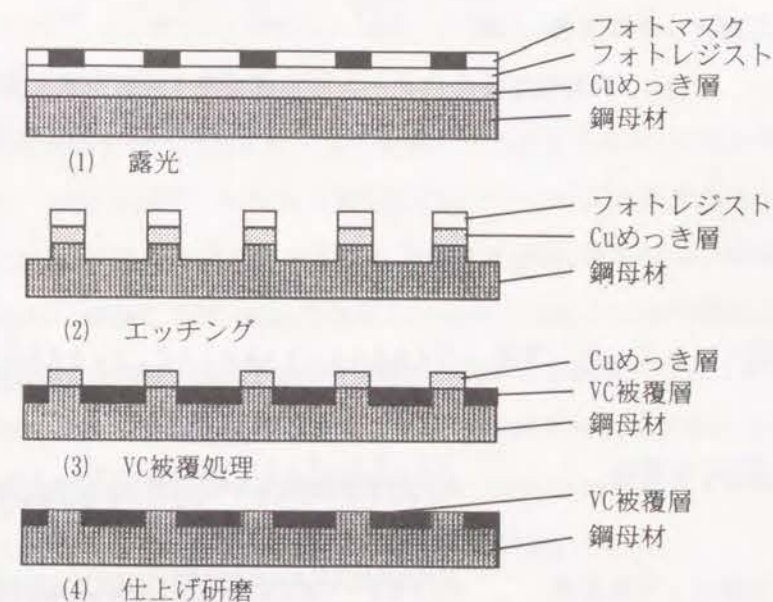


図 2-9 ストライプパターン形成のための部分被覆工程図

^{注4} 紫外線に露光された部分が皮膜として残る。つまりガラス乾板の模様がそのまま被覆層の模様となる。

2. 3. 2 実験結果及び考察

(a) 部分被覆ダイスの作製条件の検討

溝パターンの加工およびVC被覆、銅めっき除去の各工程ごとにダイス表面形状の変化を調べた。その結果を図2-10に示す。図2-10-aには研削加工により溝加工を行った例を、図2-10-bにはフォトエッチングにより溝加工を行った例を示す。

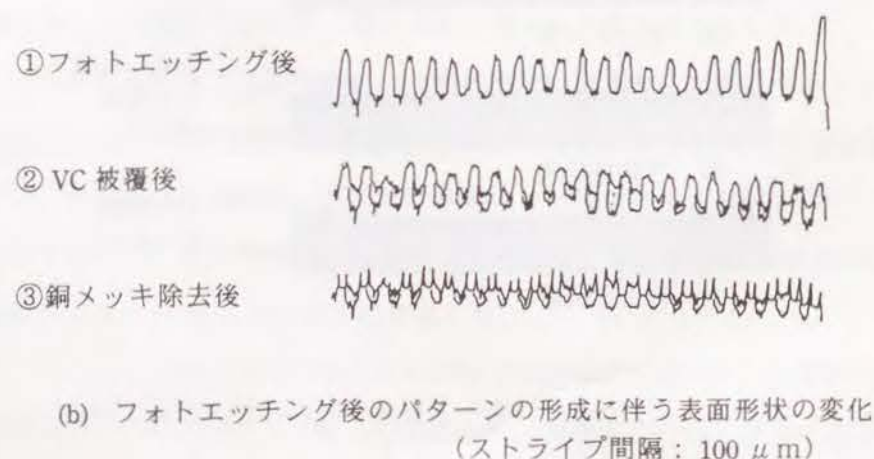
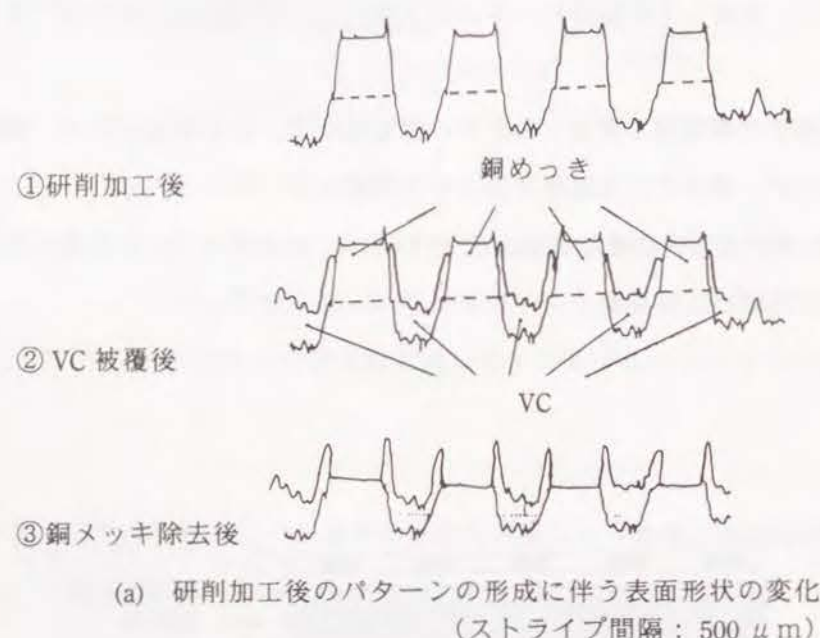


図2-10 ストライプパターン形成の各工程における表面形状

研削加工による溝の断面形状は逆台形となった。その底辺の凹凸は3~4 μm であったが、通常の層厚さである10 μm 程度被覆することを前提とすれば、仕上げ研磨による表面の調整は可能で、この程度の凹凸は問題ない。しかし溝の側面と底面との丸み半径で矩形が崩れ、底面における溝幅は溝開口部の1/2ほどになっていた。今回の溝幅(500 μm)では最終的に目標とするストライプが形成できたが、この大きさが研削加工の限界に近い。

フォトエッチングにより加工された溝(100 μm 間隔)では、溝の壁がほぼ垂直に腐食され、良好な側面を形成した。しかし溝の底面は平坦ではなく丸みを帯びていた。また優先的に腐食されたとされるピットが存在していた。

VC被覆後の形状測定結果を被覆前の溝形状と重ねて見ると(図2-10-a, bの②, ③プロフィール), VCが元の母材表面形状をよく保って形成されたことがわかる。なお銅めっきとの境界つまり溝の縁に沿ってVC皮膜が厚く形成されているが、これはテーパになっている溝の壁面からも同じ成膜速度でVCが成長したことによる。理想的な矩形断面であればこれらは形成されない性質のものであるが、実際の工程では避けられず、仕上げ研磨の段階でこれを除去する必要がある。ダイス表面のストライプに伴う凹凸は仕上げ研磨によって0.5 μm 以下に調整できたが一部3 μm 程度のものもあった。

(b) 引抜き距離に対する μ_s の変化

図2-11に引抜き実験を行ったときの引抜き距離(L)に対する μ_s の変化を示す。ストライプの幅は500, 1000 μm で、引抜き方向に平行なストライプと直角なストライプの結果を示した。 μ_s は、VC全面被覆ダイスでは本実験範囲250mまではほぼ一定値であり、工具鋼ダイスでは急激に増加して約130mで破断している。500 μm 幅の平行ストライプダイスでは、 μ_s は $L=0\sim30\text{m}$ および150~180mの範囲で工具鋼ダイスにおける μ_s と同様な変化を示すがその間では増加速度が落ちている。直角ストライプダイスでも、 μ_s の増加が遅くなる現象が認められるがその範囲は狭い。1000 μm 幅のストライプダイスでは工具鋼ダイスとほぼ同じ変化挙動をとり、VCの効果が認められない。

(c) 引抜きに伴う被加工材表面損傷の変化

図2-12に、全面をVCで被覆したダイスおよび工具鋼ダイスそれぞれのダイスで引抜いたときの被加工材表面の変化を示す。いずれも表面粗さ計で引抜き方向に直角に測定した。全面VC被覆ダイスで引抜いた場合(図2-12-a)は、端部にすじ状のきずが見られ

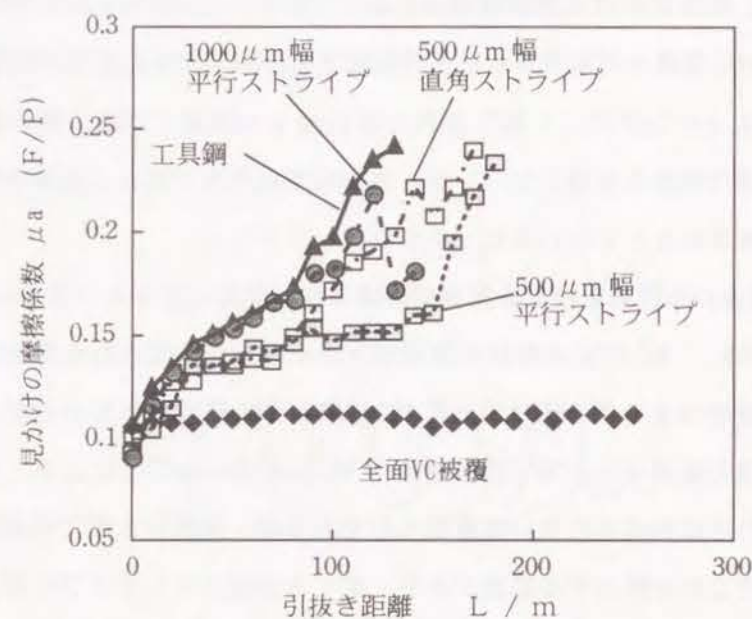


図 2-11 見かけの摩擦係数 (F/P) の変化に及ぼすストライプ間隔の影響

るだけで 250m の引抜き後も平滑な表面状態を保ち、その粗さも $2 \mu\text{m Ry}$ 程度である。一方工具鋼ダイスで引抜いた場合 (図 2-12-b) は、引抜き距離 20m から一部すじ状の表面損傷が始まり、80m 以上では加工面全体に損傷が広がっている。

図 2-13 に $500 \mu\text{m}$ 間隔のストライプダイスで引抜いたときの、距離に伴う被加工材料表面の変化を観察した結果、およびその直角断面形状の変化を示す。この図から損傷は VC の被覆されていない鋼のストライプから始まり、引抜き距離とともに幅方向に広がって互いに合体することで、その間の VC 被覆されたストライプのところにも損傷が及ぶようになることがわかる。4 本の VC ストライプの跡が残っているのは 60m までで、まったく VC ストライプの跡が存在しなくなるのが 160m である。図 2-11 の μ_a の変化と比較すると、ちょうどこの範囲の引抜き距離において工具鋼ダイスの場合より μ_a の増加速度が小さくなることと対応している。損傷の幅方向の成長が VC のストライプによって抑制された結果であることが分かる。これ以上の引抜き距離においては VC ストライプの上にも

凝着物が広がって、 μ_a が急増したものと考えられる。

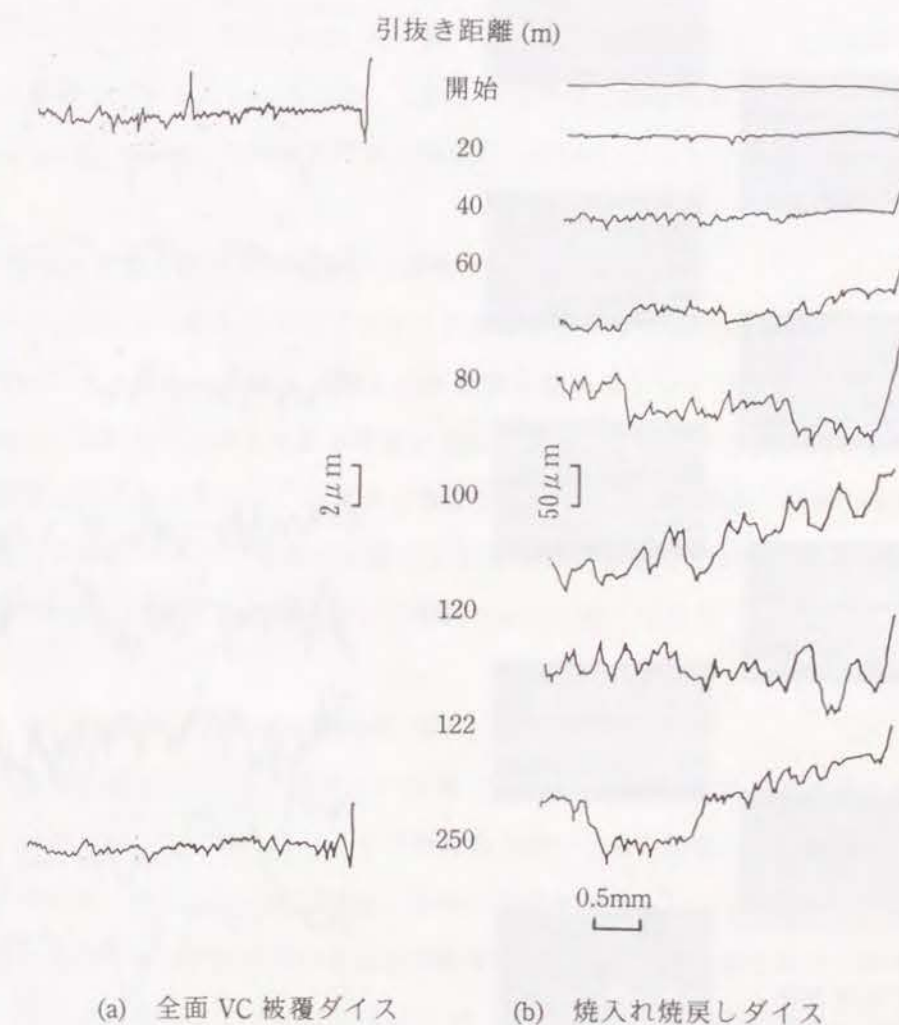


図 2-12 引抜きに伴う被加工材料表面の変化

矢印：VC ストライプに対応するところ

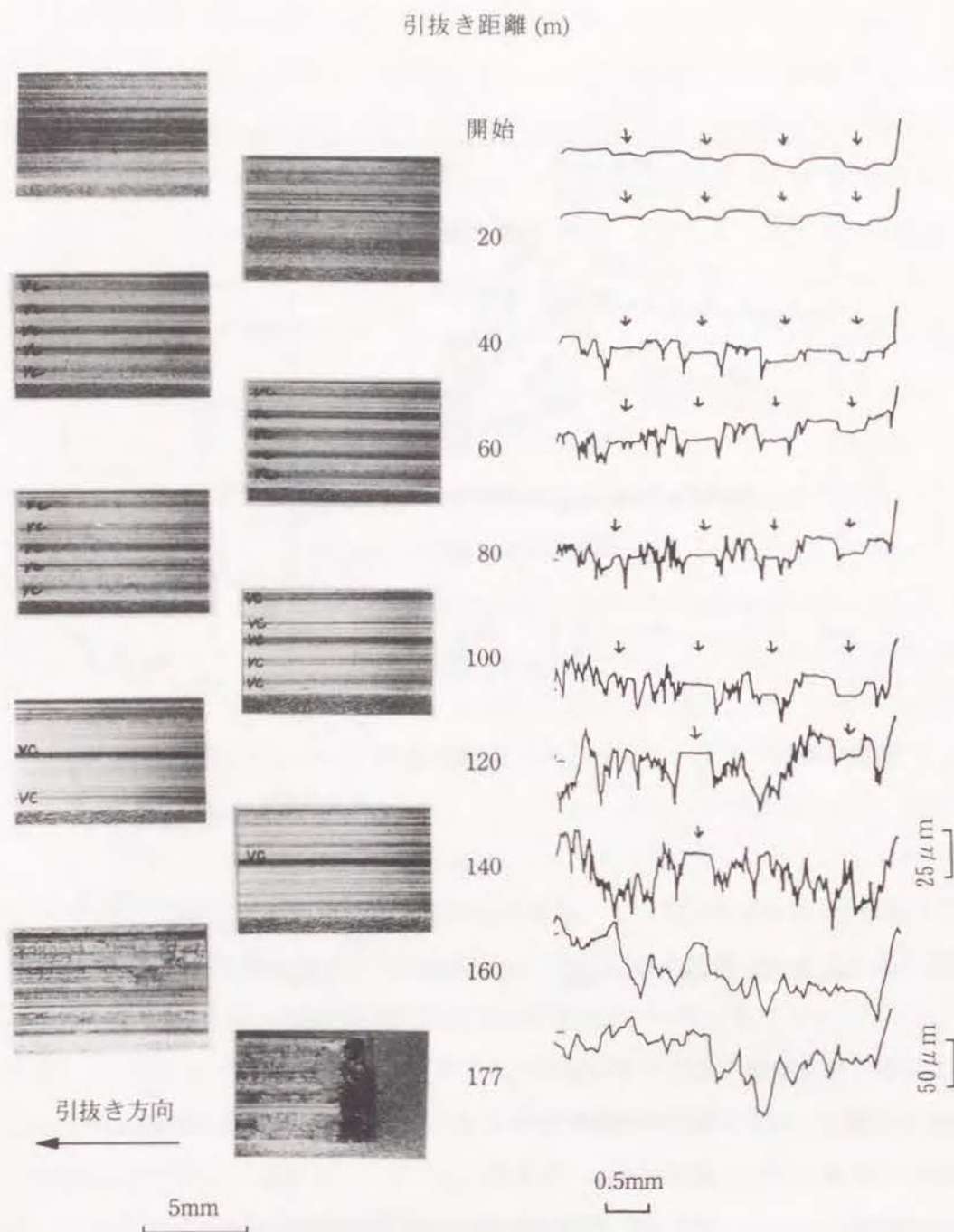


図 2-13 引抜きに伴う被加工材表面の変化
(VC ストライプ間隔：500 μm)

(d) 引抜き試験後のダイス表面観察

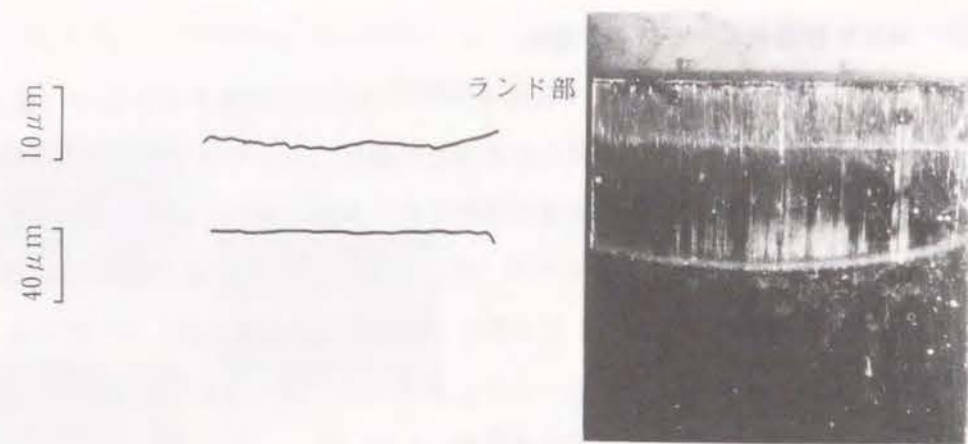
図 2-14 に引抜き試験後のダイス表面を示す。VC 全面被覆ダイスには (図 2-14-a) 部分的に白く被加工材料の凝着が見られるがその量はごくわずかである。工具鋼ダイス上 (図 2-14-b) には全面に大量の凝着が認められ、摩擦の増大に基づく被加工材のバルジ変形による接触領域の拡大が認められる。ストライプダイスでは (図 2-14-c)，前項で述べたように実験終了時には VC ストライプを越えて凝着が成長しているので、外観上は全面に凝着しているように見える。しかし表面形状の測定結果では VC ストライプ上の凝着が少なくなっており、凝着量の差は歴然としている。

(e) 直角ストライプダイスにおける凝着

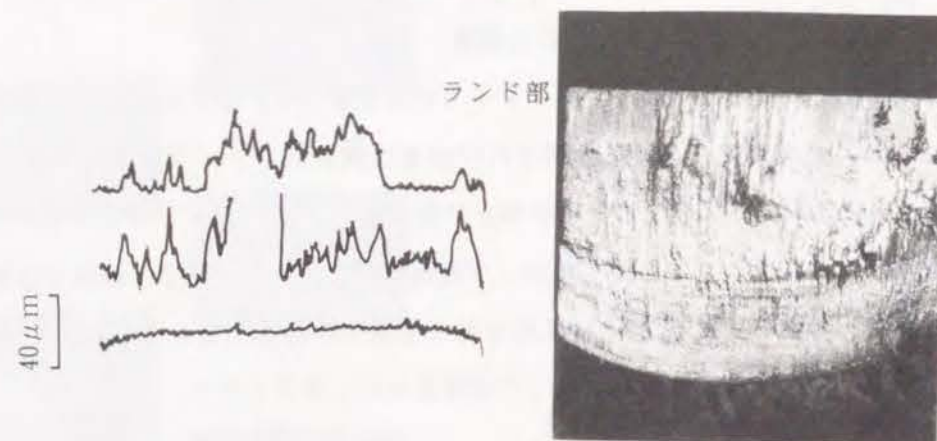
図 2-15 に試験後の直角ストライプダイスの表面を示す。図で白く見える被加工材料の凝着が VC ストライプによって分断され、凝着は鋼のストライプに限定されている。図 2-14-b の工具鋼ダイス表面の凝着状態と比較すると、ストライプダイスではランド付近の凝着量が少なくなっている。したがって直角方向のストライプは、凝着の摺動方向の成長を途中で分断することで全体の成長を抑える効果があることがわかる。このことが図 2-11 に示した μ の変化の違いによって現れたものと考えられる。

2. 3. 3 VC ストライプの凝着抑制効果

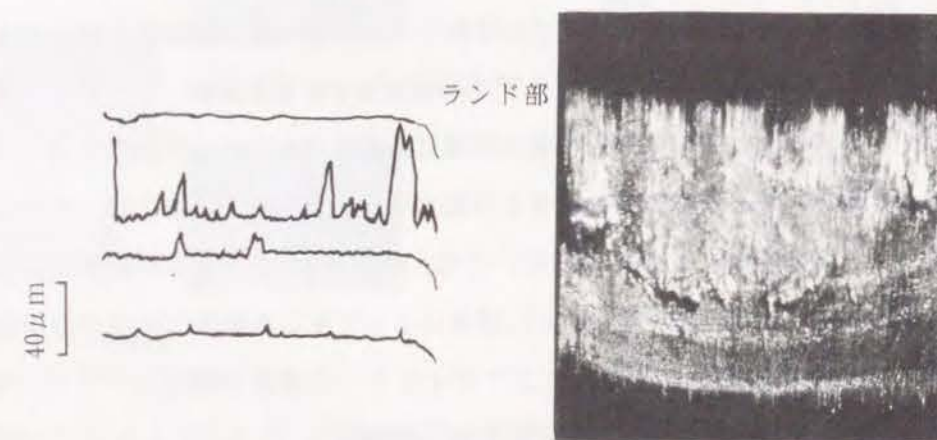
以上の実験結果から VC ストライプには鋼ストライプに生じる凝着を進展させない効果があることがわかった。平行ストライプでは幅方向の進展を抑制し、それが高さ方向の成長を抑える結果、被加工材の表面損傷の抑制に効果的であることがわかった。一方直角ストライプにおいても、摺動方向の凝着を分断することで凝着の成長を抑えていることが示された。ここでは平行ストライプを用いて VC ストライプの凝着抑制効果に及ぼすストライプ間隔の影響を考察する。図 2-16 に凝着によって生じる被加工材料の表面損傷の深さの引抜き距離に伴う変化を示す。ここでダイス上への凝着が鋼ストライプに限定され、VC ストライプまで及んでいない最大の引抜き距離を L とし、ストライプの間隔を変えたときの L の違いを図上に示した。 L を求めるにあたっては図 2-13 に示したような被加工材料の断面形状プロフィールから VC ストライプに相当する平坦部の損傷の有無から判定した。図中白抜きのプロット点は、この距離ではすべての VC ストライプに対応する平坦部が被加工材料表面に残存していることを表し、ストライプのうち 1 本でも平坦部が



(a) VC被覆ダイス



(b) 焼入れ焼戻しダイス



(c) ストライプダイス (間隔: 500 μm)



図 2-14 引抜き試験後のダイス表面性状

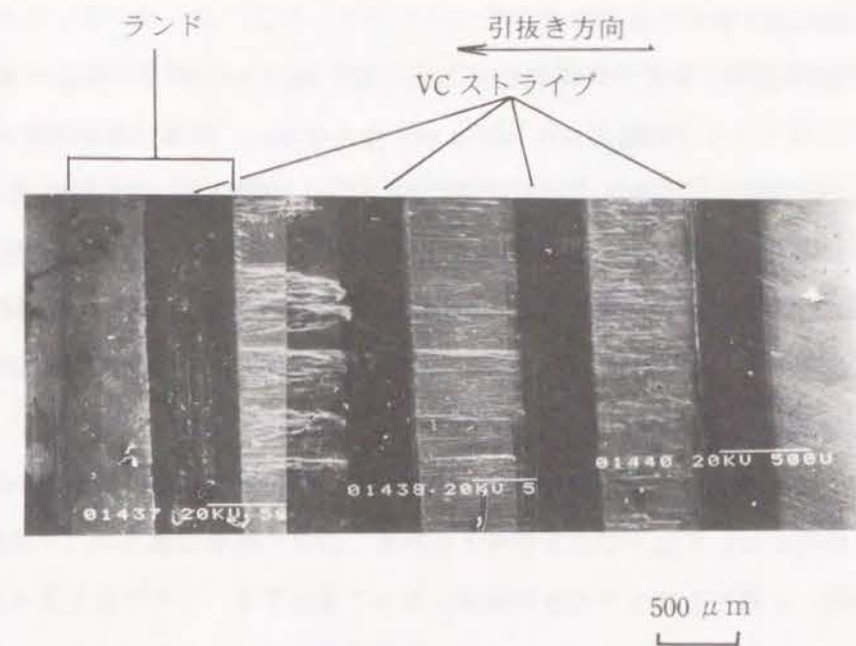


図 2-15 VCストライプによる焼付きの分断効果の例

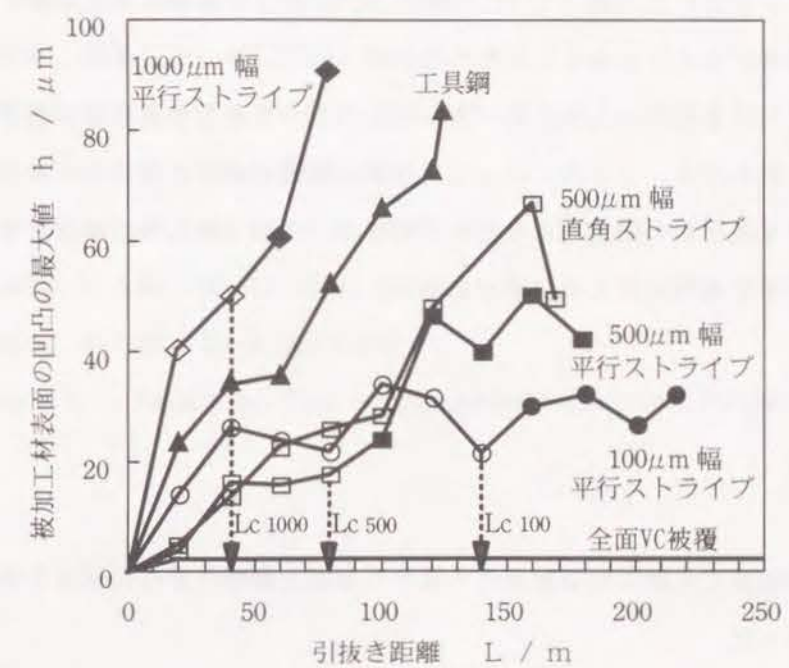


図 2-16 引抜き距離に伴う被加工材表面損傷の変化

崩れたときは黒く塗りつぶして表した。

これによればストライプ間隔が $1000\ \mu\text{m}$ では、鋼ストライプの損傷が当初から深く、 L_c も短い。ストライプ間隔が $500, 100\ \mu\text{m}$ と狭くなると、損傷の深さが浅く、 L_c も長くなっている。 $500\ \mu\text{m}$ のストライプ間隔においては、損傷の深さは L_c を過ぎると急激に増加する傾向を示している。 $100\ \mu\text{m}$ のストライプ間隔では、 L_c までの損傷深さが小さく抑えられ、引抜き距離に対する変動も小さい。つまりあるストライプ間隔以下に VC が存在すると、凝着の深さ方向の大きさ及び摺動距離に伴う成長に対しても抑制効果があることがわかる。

このようにストライプ幅が狭いと L_c が長くなること及び損傷の深さが小さいことから焼付きの成長に対して以下のことが考えられる。つまり凝着は幅方向 (= 摺動方向に対して直角方向) と高さ方向への成長が助長しあって進行する。このためどちらかを抑制すればもう一方も抑制されることが示唆される。本研究では VC と鋼のストライプ幅は同一である。したがって面積割合がほぼ同じ状態においては、凝着の発生源である鋼のストライプを狭くすることで幅方向への成長もしくは隣接する VC を乗り越えての凝着の合体を起こりにくくして、全体の凝着を抑えていることになる。

また直角ストライプの実験結果からは、摺動方向の凝着が長くなると幅方向の凝着が大きくなることが示された。従って VC ストライプによって凝着長さを分断することによって最終的に損傷が小さくなることがわかる。

実際の鋼における析出炭化物においても以上のような凝着の成長を抑制する機構が働いているものと思われる。2.2 節において炭化物の総量と焼付き特性とが良い相関を示したのもこのような炭化物の効果によるものであろう。今後は炭化物の面積率や大きさ、分布形態との関連を定量的に捉える必要がある。

2. 4 結 言

炭素鋼や高速度工具鋼の熱処理条件すなわち組織と耐焼付き性の関係を調べた結果以下のことがわかった。

1) 炭素鋼においてはある焼戻し温度で耐焼付き性が最も悪くなり、その温度は炭素成分

の多い鋼種ほど高くなった。このとき硬さはいずれも HRC50 であった。これは焼戻しによるマトリックスの凝着のしやすさとセメンタイトの析出に基づく耐凝着性のバランスによると考えられる。

2) 高速度工具鋼においては鋼中の合金炭化物を初めとする総炭化物量が多いほど耐焼付き性が優れ、硬さと焼付きの関係は小さかった。

3) VC と鋼がストライプ状に交互に存在するモデル型を用いて凝着挙動を観察したところ、VC の凝着抑制効果は、幅方向への成長だけでなく、高さ方向にも効果があることがわかった。さらに、高さ方向への成長が抑えられることは、平面方向へのさらなる成長を抑えることにつながり相乗的に凝着を抑制する効果があるといえる。

参考文献

- 1) Rabinowicz, E : Friction and Wear of Materials, (1965), John Wiley & Sons.
- 2) Goodzeit, C. L. : Friction and Wear, (1959), Elsevier.
- 3) 朝倉希一 : 「金属の摩耗」, (1948), 丸善, 東京,
- 4) 小豆島 明他 : 鉄と鋼, 81-12 (1995), 1150.
- 5) 河合 望他 : 機論 C, 50-457 (1984), 1664.
- 6) 後藤善弘他 : 塑性と加工, 30-337 (1989), 246.
- 7) 新井 透他 : 鉄と鋼, 59-6 (1973), 738.
- 8) 長倉繁麿他 : 鉄と鋼, 68-16 (1982), 2421.
- 9) 佐藤知雄他 : 鉄と鋼, 45-12 (1959), 1346.
- 10) 小柴定雄他 : 鉄と鋼, 45-6 (1959), 608.
- 11) Kragelsky, I. V. : Friction and Wear - calculation methods, (1982), Pergamon Press, 280.

第3章 硬質表面皮膜処理を施した塑性加工用工具の トライボロジー特性

3. 1 結 言

塑性加工の特徴の一つである大量生産性を実現するために、工具の寿命向上が常に追究され、潤滑条件や加工条件の適正化が行われてきている。しかし実際の加工においては、後加工への影響や製品形状などの制約から、これらの条件の変更は必ずしも容易ではない。そのため工具材料への期待が大きく、これまでも様々な工具材料が開発され、改良されてきた。中でも工具への表面処理は熱処理同様の工程で行える簡便さと寿命向上効果の大きさとから盛んに用いられてきている。従来は硬質クロムめっきや窒化処理がその代表で、現在もプレス型や熱間鍛造型には盛んに採用されている。一方最近では化学的蒸着法(CVD)や物理的蒸着法(PVD)といった新しい処理技術の発展により、チタンやバナジウムなど周期律表のIV a族やV a族元素の炭化物や窒化物の皮膜を容易に被覆することが可能になってきている。これらの物質はその硬さや化学的安定性から塑性加工用工具材料への適用も期待され、実際いろいろな物質の組み合わせの皮膜が開発されてきている。しかしその特性の評価^{1)~5)}は、塑性加工条件を反映しない実験室的な摩擦試験か、直接実用型で行われることが多いのが現状である。したがって個々の事例に基づく、特定の条件の下での結果でその特性の優劣が判断されることになる。そのため評価がまちまちで、それぞれの表面処理がどのような位置づけになるのかが明確になっていない。統一した条件や基準で評価することが求められている。

一方、第2章においては鋼中炭化物の量が焼付き特性に非常に影響することを示すとともに、部分的に炭化物を被覆したモデル型を用いて焼付き抑制効果に対する炭化物間隔の影響を明らかにした。炭化物の量が多く、間隔が狭いほど焼付き抑制効果があり、その究極として表面が炭化物や窒化物で100%被覆された材料が位置づけられることになる。これを一層明確にするためにも、以下に示す評価法で統一的に表面処理材のトライボロジー特性の評価を実施した。

本章では基本的な塑性加工法である据え込み加工と引抜き加工、後方せん孔押出し加工

を用いた摩擦試験方法で、各種工具材料のトライボロジー特性を評価する。これによって上記炭化物や窒化物の皮膜処理が塑性加工用工具材料として非常に有用であることを示す。一方でこれらの被覆材の限界や課題を明らかにする。

3. 2 リング圧縮試験による摩擦係数の測定と耐焼付き性の評価⁶⁾

本節では、塑性変形領域下での摩擦係数測定法である、リング圧縮試験を用いて常温及び熱間域における塑性加工用工具材料の耐焼付き性の評価を試みた。リング試片を平行工具間で圧縮すると、加工率が一定であっても加工時の試片と工具間の摩擦状態に応じて内径が変化する。圧縮したとき摩擦抵抗が大きいと、リング試片の材料が変形の中立点から内径側へ多く流れるようになり内径が減少する。この加工率と内径変化率との関係から摩擦係数を求める方法がリング圧縮試験である。理論的に導かれたモノグラムに、実験で求めた測定値を当てはめことで圧縮加工中の平均的な摩擦係数が求まる。加工によって生じた圧縮板への被加工材の焼付き状況を比較するとともに、圧縮板の表面粗さの影響についても明らかにした。

3. 2. 1 実験方法

(a) 圧縮板とリング試片

表3-1に供試材の材質や熱処理などを示す。VC被覆は第2章で述べた実験で用いたのと同じ、TRD法による皮膜である。被覆されたVC皮膜の厚さは約7 μ mである。材質の比較を行うための圧縮板表面粗さは1 μ m Ry以下とし、表面粗さの影響をみるために、粗面のものも用意した。表面粗さの調整は、カーボランダム砥粒を用いて熱処理前に行った。VC被覆に伴う表面粗さの変化はないが、1 μ m Ry以下のものは被覆処理後ダイヤモンドペーストでラッピングした。

リング試片には0.45%炭素鋼（S45C）及び18Cr-8Niステンレス鋼（SUS304）、純アルミニウム（A1050）を用いた。組織の影響を見るため、炭素鋼には2種類の熱処理を施した。

(b) リング圧縮試験

リング圧縮試験には250 tonf ナックル・ジョイントプレスを用い、厚さ20mmの平らな圧縮板の間ですえ込み圧縮を行った。

常温圧縮においては1条件1組の圧縮板で、圧縮率を20、30、40、50%と段階的に上げて試験し、これを3回繰返して平均した。リング試片の初期形状は外径 ϕ 20 \times 内径 ϕ 10 \times 厚さ5mmとした。圧縮加工後の内径寸法については、投影機で10倍に拡大して直角2方向を測定しその平均を内径とした。一方厚さについては、マイクロメータで円周上4か所を測定して平均値をとった。

熱間圧縮に用いたリング試片は熱容量を考慮して外径 ϕ 40 \times 内径 ϕ 20 \times 厚さ10mmとし、1473Kの電気炉中で900～1200s加熱後、1次スケールを除去して圧縮した。圧縮率は30%一定で、各圧縮板ごとに10回ずつ繰返した。試験後の内径測定にはノギスを用いた。

すべての試験に潤滑剤は用いず、各圧縮ごとに圧縮板とリング試験をアセトンで脱脂して試験に供した。

表3-1 リング圧縮試験の供試材

	圧縮板				
材質	SKD11		SKD61		超硬 (WC-16Co)
熱処理	焼入焼戻	VC被覆	焼入焼戻	VC被覆	—
硬さ	HRC 59		HRC 50		HRA 87
表面粗さ (Ry/ μ m)	0.08, 0.63, 4.5	0.06, 0.37, 0.58, 5.0	0.7	<0.1	0.08
	リング試片				
材質	S45C		SUS304		A1050
熱処理	焼ならし	球状化焼鈍	溶体化		焼なまし
硬さ	HV 188	HV 153	HV 171		HV 32
表面粗さ (Ry/ μ m)	0.3 <1.5>*	0.2 <1.9>*	0.2		0.7

* 研削直角方向

3. 2. 2 実験結果及び考察

圧縮率と内径変化率との関係から摩擦係数を求めるにあたって、実験による測定値を適用する理論には工藤の解析結果⁷⁾を用いた。その理論曲線上に測定点をプロットすることにより摩擦係数を求めた。

図3-1には焼ならししたS45Cのリング試片を常温で圧縮した場合の内径減少率と圧縮率の関係を示す。焼入れ焼戻し熱処理とVC被覆処理の2種類の圧縮板について、表面粗さを変化させてある。圧縮板の表面粗さが $0.08\mu\text{m Ry}$ （焼入れ焼戻し材）と $0.06\mu\text{m Ry}$ （VC被覆材）のように非常に滑らかな場合は理論曲線群の中に実験点をプロットでき、それぞれ $\mu = 0.49$ および 0.40 と読みとれる。しかし圧縮板が粗面になるにつれて測定点が理論曲線群からはずれ、摩擦係数の値としては求められない。

以下滑らかな圧縮板による工具材料の耐焼付き性の比較と圧縮板の表面粗さがリング材料の変形過程に及ぼす影響について述べる。

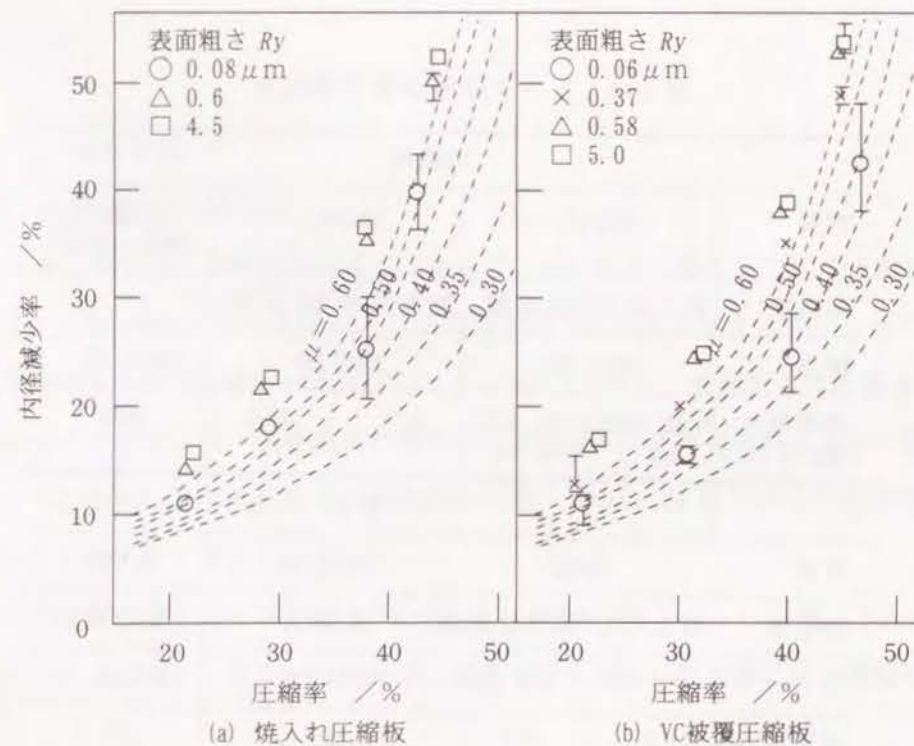


図3-1 摩擦係数に及ぼす圧縮板材質及び表面粗さの影響（S45Cリング）

(a) 工具材の耐焼付き性の比較

(a-1) 摩擦係数の違い 非常に滑らかな圧縮板でリング試片を圧縮したときの摩擦係数の値を、図3-1のように求め、表3-2にまとめた。同時に試験後の圧縮板表面に付着したリング材料の量に関する定性的な観察結果についてもまとめて示した。この観察は同一リング材料について工具材料間の比較を行って分類したもので、リング材料間の付着量の差をみたものではない。例えば同じ×でもS45CリングとSUS304リングではその意味する量は異なっている。

焼入れ焼戻し処理した圧縮板の摩擦係数は、S45Cを室温圧縮した場合を除いてすべて理論値の上限¹⁾以上の点にプロットされ、付着量も多かった。これに比べ超硬やVC被覆材の摩擦係数はいくぶん小さく、付着量も少なかった。

表3-2 摩擦係数と圧縮板への焼付き状態の比較

加工温度 リング試片 圧縮板	室 温				1473K
	S45C 焼ならし 球状化焼鈍		SUS304	A1050	S45C
SKD 11, 室温圧縮 (SKD 61, 1473K 圧縮)	0.49 ×	0.40 —	>0.6 ×	>0.6 ×	>0.6 ×
超 硬	0.40 ◎	— —	0.50 ×	0.48 —	— —
VC 被覆 (母材: SKD11, SKD61)	0.40 ◎	0.34 —	0.44 ○	0.50 △	>0.6 ◎
同一圧縮板の使用 回数/回	12	12	1	8	10

◎：なし，○：少し付着，△：かなり付着，×：非常に付着。
圧縮板表面粗さ： $Ry = 0.06 \sim 0.08\mu\text{m}$

¹⁾ 試験片が全体変形している状態では、摩擦せん断応力は材料のせん断降伏応力に近づく。一方面圧は材料の圧縮降伏応力に等しいから、摩擦係数の最大値はミーゼスの降伏条件を用いて $\mu_{\text{max}} = k/Y = 0.577$ となる。

リング材料の側から見ると、ステンレス鋼やアルミニウムでは内径減少率が大きく、摩擦抵抗が高くなる傾向が認められる。これらの材料が焼付きやすいことを反映した結果といえよう。また S45C リングでは焼鈍を行ってセメンタイトを球状化した方が焼ならし材よりも摩擦係数が小さくなった。

一方、VC 被覆圧縮板と S45C リングの組合せの熱間実験において、摩擦係数の値が理論値の上限以上であるにもかかわらず、付着がないという観察結果が得られた。熱間加工における摩擦抵抗の増加がリング材料の付着量だけでは決まらないことを示唆している。

(a-2) 圧縮板表面の観察 試験後の圧縮板表面に存在するリング材料の付着状態を観察した結果及び付着物を横断して測定した表面形状曲線の例を図 3-2 に示す。S45C リングの場合は 1 サイクル 4 種類の圧縮率の実験を 3 回、計 12 回圧縮後の付着状態、A1050 では 8 回、SUS304 では 50% 圧縮 1 回、熱間圧縮では 30% 圧縮を 10 回実施した後の表面状態である。したがってリング材料間の比較は行わず、それぞれのリング材料について圧縮板の材質を比較する。

S45C リングの常温圧縮では、焼入れ焼戻しした圧縮板の表面に多量の付着物が観察される(図 3-2-a)。この付着高さは $2\mu\text{m}$ 程度である(図 3-2-b)。これに対して超硬や VC 被覆した圧縮板では、写真では判別できないほど微小な付着であった。SUS304 リングの場合は、圧縮板の材質によらず圧縮に伴う摺動模様が観察されている。しかし表面形状の測定結果からは、VC 被覆材への付着がわずかであり、焼入れ焼戻し材や超硬材への付着は多いことがわかる。

一方、圧縮試験後のリング試片の表面には、圧縮板上の付着に対応して、放射状の線状痕が形成されていた。これら線状痕も焼入れ焼戻し圧縮板で圧縮したもの比べて VC 被覆圧縮板による試片の方がその深さも数も小さかった。

このように摩擦係数や圧縮板及びリング試片表面の観察から、VC 被覆材の耐焼付き性が焼入れ焼戻し材のそれに比べて非常に優れていることがわかる。ステンレス鋼やアルミニウムに対しても付着を少なく抑え、熱間加工においても優れた特性を発揮した。超硬も優れた耐焼付き性を示すが、ステンレス鋼に対しては VC 被覆材より劣るようである。

(b) 圧縮に伴うリング試片の材料流れに及ぼす圧縮板表面粗さの影響

図 3-1 に示したように圧縮板の表面粗さが大きくなると(本実験では $R_y \geq 0.37\mu\text{m}$)

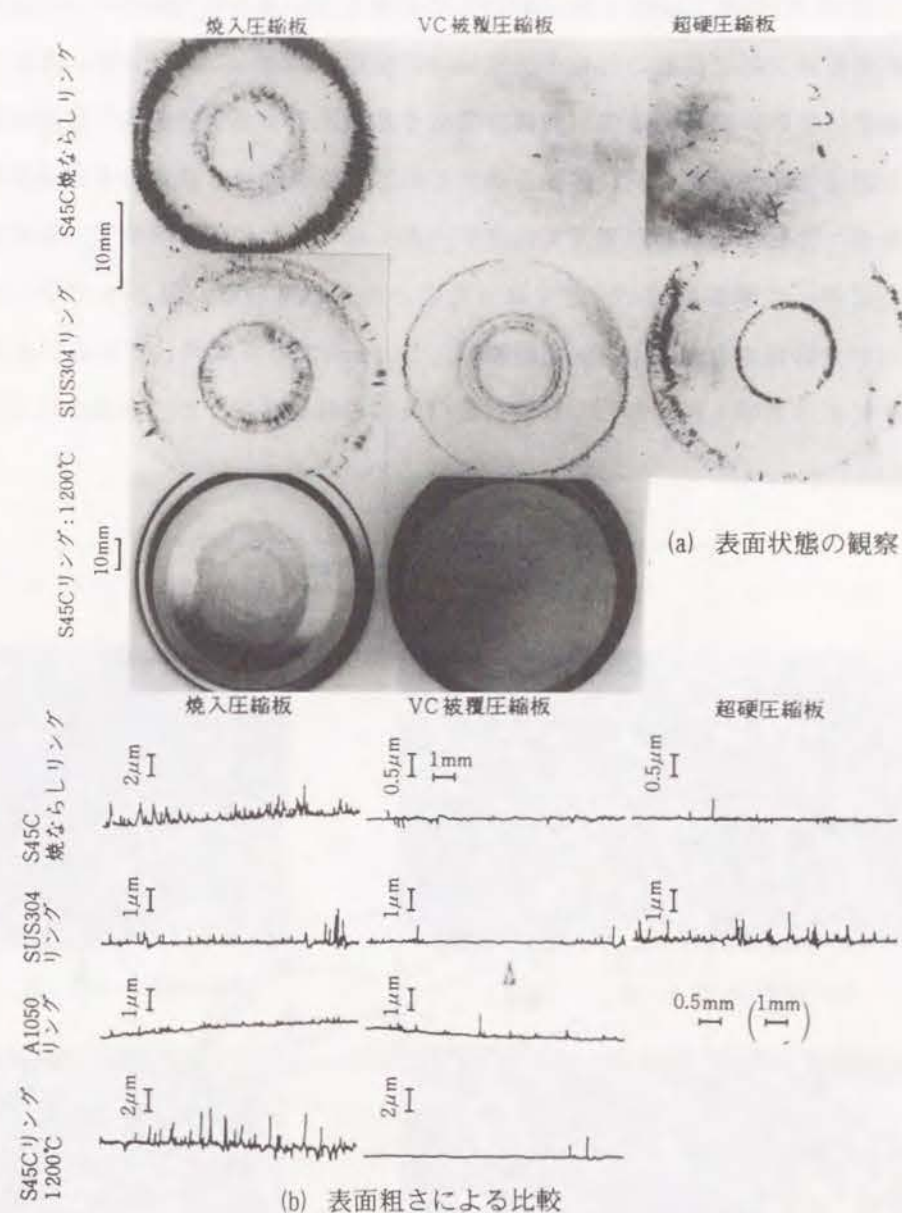


図 3-2 リング圧縮試験後の圧縮板表面の違い

実験値が塑性理論による摩擦係数の上限を超えてしまい、摩擦係数としては求まらない。さらに約 $0.6 \mu\text{m Ry}$ 以上の表面粗さでは、内径減少率の変化も小さくなり、摩擦抵抗が表面粗さに対して飽和する。

このような大きな摩擦応力下でのリング試片の変形状態を示したのが図 3-3 である。これは VC 被覆圧縮板で加工率 20% の圧縮を受けた後の S45C リング試片の内径側端面の断面組織で、結晶粒の流れが圧縮板の表面粗さによって異なっている。つまり表面粗さが増すにつれ、試片断面の対角線方向にせん断変形する部分が多くなり、非変形帯との境界（図中矢印部）が外側に移動する。これはリング試片の変形の中立点が外側に移動し、内径側へ流動する材料が増えて内径が小さくなることと同じ現象で、圧縮板の表面が荒れるのに伴って摩擦抵抗が大きくなったことを示している。図 3-1 で示したように、摩擦抵抗が表面粗さ $0.58 \mu\text{m Ry}$ で飽和し、 $5.0 \mu\text{m}$ でもほぼ同じであることが、材料流れの観察におけるせん断変形部の移動状況（矢印の移動状況）からも確かめられた。

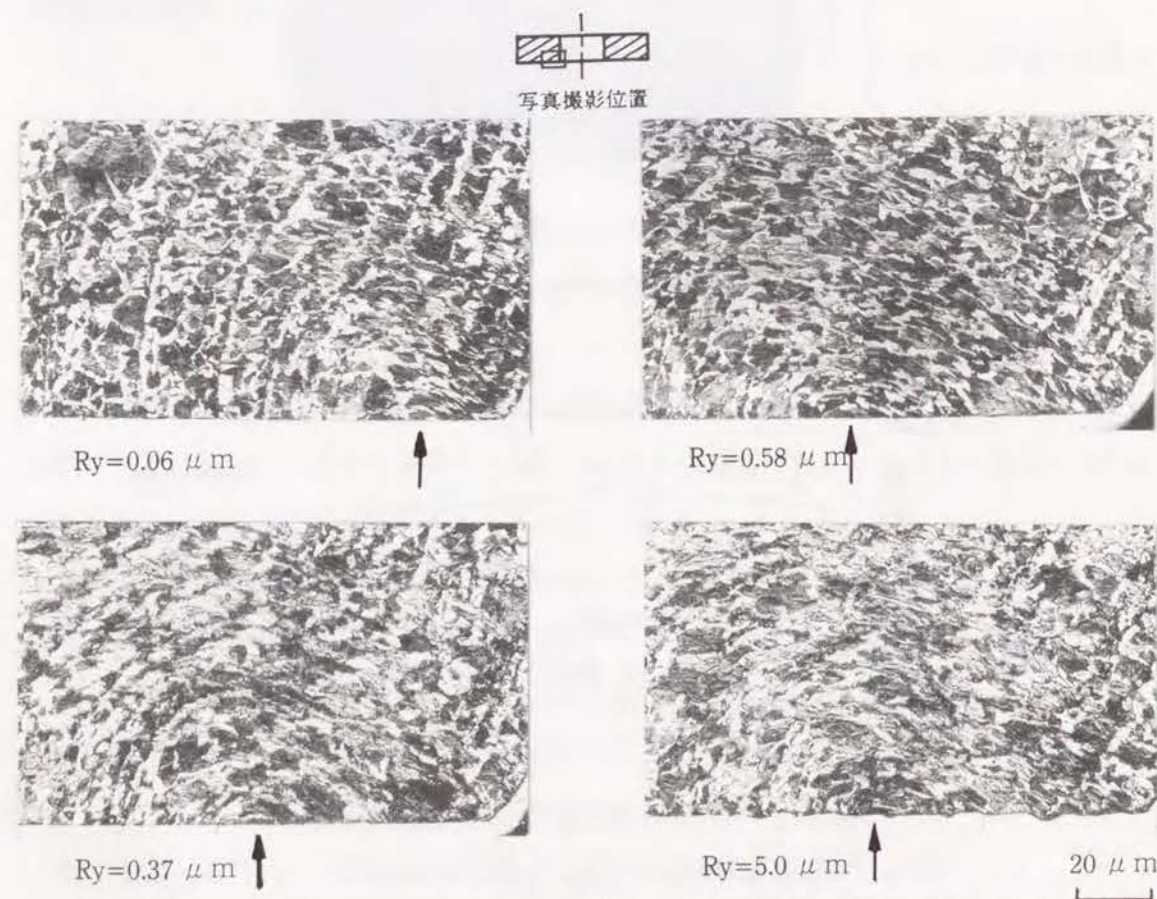


図 3-3 圧縮後のリング試片の材料流れに及ぼす圧縮板表面粗さの影響（VC 被覆圧縮板，S45C リング，圧縮率 20%）

摩擦状態によって材料の変形状態が変化すれば圧縮後のリング試片の硬さにもこれが反映されるはずである。そこでまずリング表面中央部のビッカース硬さを測定し、圧縮板の表面粗さとの関係を調べた。その結果を図 3-4 に示す。図示したように、圧縮板の表面中央部 5 か所の硬さを測定し、その平均をとった。なお最も粗面の圧縮板で加工した試片に対しては、# 600 のエメリ紙で研磨して表面の凹凸を小さくした後に硬さ測定を行った。

図 3-4 から、圧縮板の材質によらず、滑らかな面で圧縮したものほど硬化していること、及び同一表面粗さでは VC 被覆材で圧縮する方が焼入れ焼戻し材で圧縮するよりも硬化していることがわかる。ただし圧縮率が小さいときや表面粗さが大きいとその差は小さくなる。

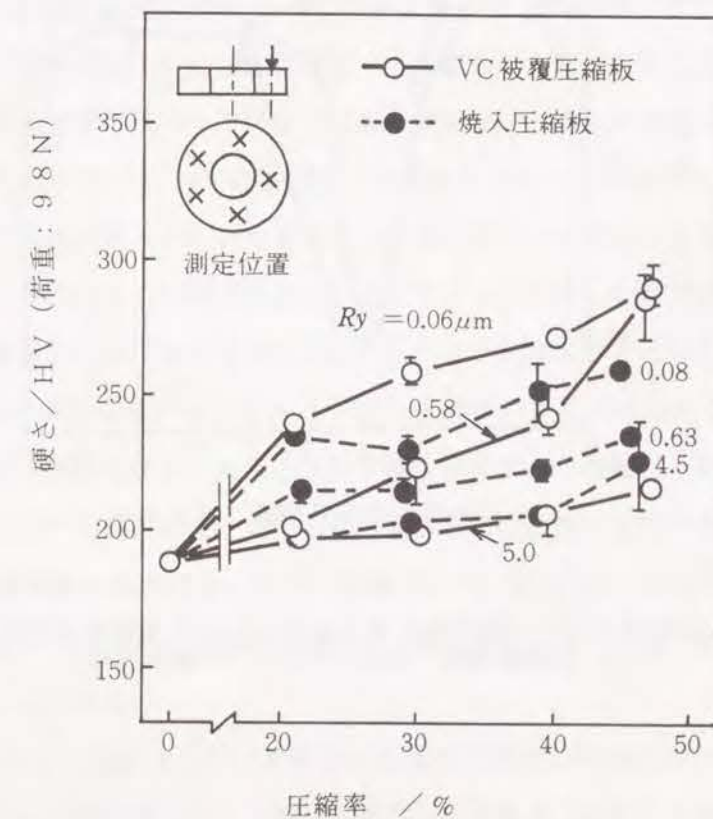


図 3-4 圧縮後のリング試片の表面中央部の硬さに及ぼす圧縮板の表面粗さと材質の影響（S45C リング）

このような工具と被加工材料界面の摩擦抵抗と被加工材の変形挙動の関係をより詳細に明らかにするために、リング試片の断面における硬さ分布を測定した。その表層部と中心で内径側から外径側に500 μm ごとにマイクロビッカース硬さを求めた。表面粗さの異なるVC被覆圧縮板で、50%圧縮されたリング試片についての結果を図3-5に示す。

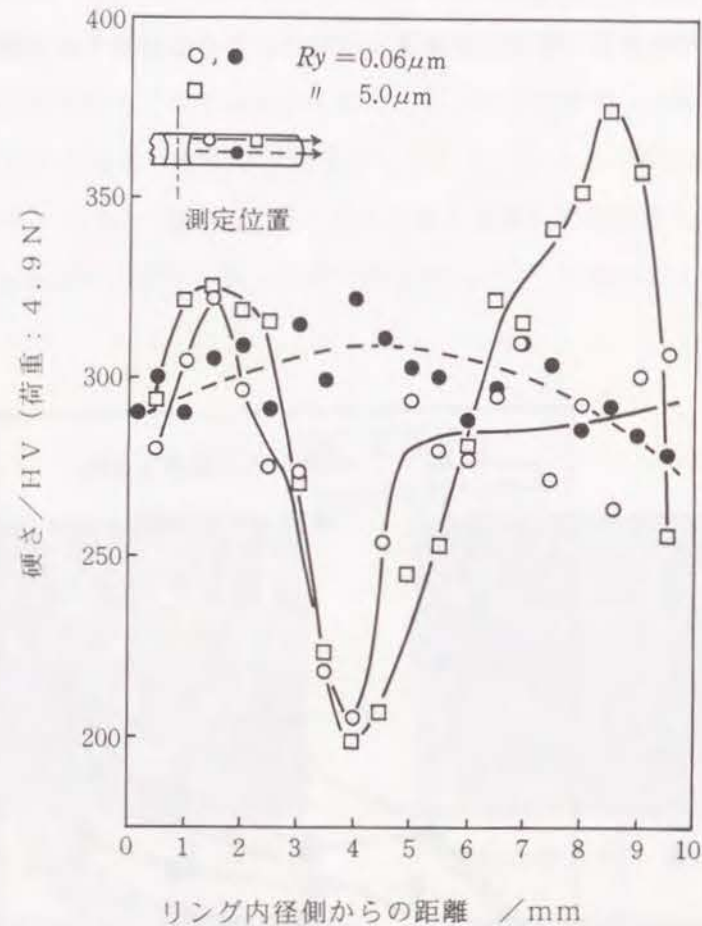


図3-5 圧縮後のリング試片断面硬さ分布に及ぼす圧縮板表面粗さの影響
(VC被覆圧縮板, S45Cリング, 圧縮率50%)

まず滑らかな圧縮板で圧縮されたリング試片の硬さ分布を見る。断面中心部では、内径側から4mm付近で最高硬さとなるが全体に大きな硬さの変動はない。これに対して断面

表層の硬さ分布には大きな変化が認められた。すなわち内径側から中心に向けた直近で硬さの上昇が認められ、せん断変形部でピークをとり、その急激に低下して変形の中立点で最小硬さとなっている。さらにその外側では再び急激な硬さの上昇がみられ、断面中心部の硬さと同レベルまで硬化して一定となっている。

一方5 μm Ryの表面が荒い圧縮板で圧縮した場合には、リング表層部の硬さ分布の変化は外径側で特徴的に現れた。つまり滑らかな圧縮板による加工では認められなかった硬化のピークが外径側にも存在する。リング圧縮における内径側への材料流れは、その形状のために大きな抵抗を受け、これによって内径側端部に加工硬化のピークが生じる。これに対して外径側の材料は摩擦力が小さければ容易に外側へ広がることができ、大きな加工硬化は生じない。ところが圧縮板の表面が荒い場合には、外側への摩擦抵抗が増加してこのような硬化のピークが生じたものであろう。図3-3に示した内径側ほど明瞭ではないものの、硬化部に相当する材料流れの変化を外径側においても確認している。

また粗面圧縮板での加工では、摩擦抵抗が大きいために、変形の中立点付近の材料移動が起こりにくくなる。そのため図3-5に示すように滑らかな面で加工したときよりも中立点付近の広い範囲で加工硬化しにくくなっているものと思われる。このような、材料流れに伴う加工硬化挙動に及ぼす圧縮板表面粗さの影響は、焼入れ焼戻した圧縮板においても同様に認められた。図3-4において、表面粗さの荒い圧縮板で加工したリング試片ほどその表面中央部の硬さが低い現象は以上のようなメカニズムによるものであろう。

同様に、同じ表面粗さの圧縮板で加工したとき、VC被覆圧縮板で加工したリング試片の方が焼入れ焼戻した圧縮板で加工された試片よりも硬化していたこと(図3-4)は、VC被覆材の方が摩擦抵抗が小さく、リングの表層部がよく流動したことを示している。滑らかな圧縮板の摩擦抵抗が圧縮板とリング試片間の微小な接触部の凝着に起因するとすれば、リング試片中央部の硬さが高いほど圧縮板材料の耐焼付き性が優れていることを意味している。本実験は無潤滑条件下での圧縮であり、図3-2に示したように圧縮板上には付着物がみられたことから、摩擦抵抗の主要な原因がリング材の凝着にあることは十分考えられることである。

図3-4において、圧縮後のリング硬さに及ぼす圧縮板の材質の差は、滑らかな圧縮板を用いた場合によく現れている。これは圧縮板の表面粗さに起因する摩擦抵抗の増加より圧縮板材料の焼付き特性に起因する摩擦抵抗の増加の寄与の方が大きく現れたためであろう。圧縮板の表面粗さが大きくなるにつれて硬さに及ぼす圧縮板の材質の影響が現れにく

くなるのは、表面粗さに起因する摩擦抵抗の寄与が大きくなったためと考えられる。また圧縮率が小さくなるにしたがって圧縮板の材質によるリング硬さの差が小さくなるのは、圧縮率の減少とともにリング材の工具表面におけるすべり量が少なくなって材質の影響がでにくくなったためであろう。このように圧縮試験後のリングの硬さを測定することによって圧縮時の摩擦挙動が把握できることがわかる。

したがって、滑らかな圧縮板で加工されたリング試片の表面中央部の硬さを測定することにより工具材料の耐焼付き性の評価が可能となる。そこで3種類のリング材料について滑らかな圧縮板で加工したときのリング試片表面中央部の硬さを比較した。

図3-6にその結果を示す。圧縮板の表面粗さは $0.06\text{ }\mu\text{m Ry}$ (VC被覆圧縮板)、および $0.08\text{ }\mu\text{m Ry}$ (焼入れ焼戻し圧縮板)とほぼ同じ滑らかさである。これによれば3種類のリング材料とも、実験したすべての圧縮率でVC被覆圧縮板で加工したものの方が高い硬

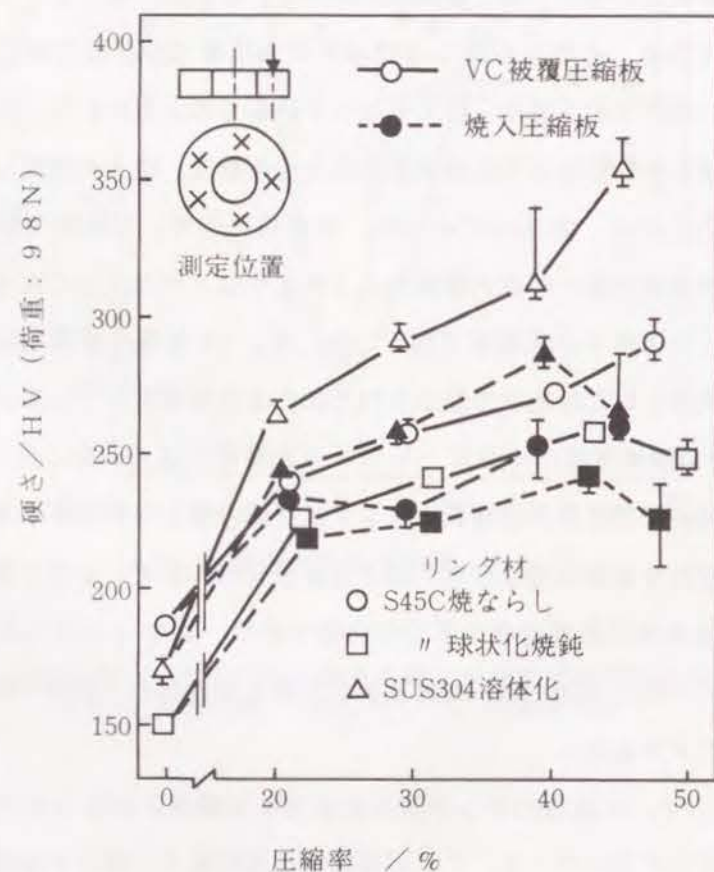


図3-6 圧縮後のリング試片の表面中央部の硬さに及ぼす圧縮板材質の影響
(圧縮板表面粗さ: $0.08\text{ }\mu\text{m Ry}$ 焼入れ焼戻し, $0.06\text{ }\mu\text{m Ry}$ VC被覆)

さを示している。この硬さの差は高加工率の方が大きく、SUS304試片で特に差が大きかった。これまでの考察からVC被覆材の耐焼付き性がいずれのリング材料においても優れていることを現しているといえよう。

なお一部の試片で、50%近い圧縮において硬さが低下しているが、これは中立点の移動で説明できる。図3-5に示したように、リングの変形の中立点はリング表面中央部より内径側にある。したがって表面中央の硬さは中立点から外径側へ硬さが大きく増加しつつある変化の大きいところを測定していることになる。圧縮率が大きくなるにつれて、加工硬化の度合いが大きくなり、全体の硬さが上昇する反面、変形の中立点が外径側へ移動して測定点に近づくために硬さが低下する。後者の効果が現れて圧縮率が高いと硬さ低下を生じたものと思われる。焼入れ焼戻し圧縮板で圧縮されたリング試片の方がこの硬さ低下が大きいのは、中立点の移動が大きい、つまりは摩擦抵抗が大きかったことを反映している。

以上のように圧縮されたリング試片の表面中央部の硬さを測定するとことで工具材料の耐焼付き性を定性的に評価できることがわかる。この評価からもVC被覆材が焼入れ焼戻し材よりも耐焼付き性に優れることが明らかになった。リング圧縮試験におけるこの評価法は無潤滑状態における強加工のように、高摩擦状態で摩擦係数値が意味を持たない場合や定性的な評価だけで十分な場合に簡便な方法として利用できよう。

3. 2. 3 まとめ

常温及び熱間でリング圧縮試験を行い、無潤滑状態における工具材料の耐焼付き性の評価を行った結果、次の点が明らかになった。

- (1) 滑らかなVC被覆材や超硬合金製の圧縮板に付着したリング材の量は焼入れ焼戻し圧縮板のそれに比べて非常に少なかった。また圧縮中の摩擦係数も小さい値をとった。
- (2) 比較的滑らかな圧縮板を用いると圧縮中の摩擦抵抗の違いによってリング表面の硬さ分布が変化する。これによってリング中央部の硬さに変化が生じ、摩擦抵抗が小さい圧縮板で圧縮したリング材の方が高い硬さを示した。このことからVC被覆材の耐焼付き性が優れていることが確かめられた。
- (3) 圧縮板の表面が非常に荒い場合には、摩擦抵抗に対する表面粗さの影響が大きく、圧縮板の材質や加工度の影響が現れにくくなる。また圧縮されたリング試片の表面中央部の硬さは圧縮板の表面粗さが大きくなるほど低い値を取る。これは表面粗さの増大によって

摩擦抵抗が大きくなり、圧縮変形の中立点が外径側へ移動した結果である。

3.3 引抜き形摩擦試験における各種表面処理材の焼付き挙動^{8), 9)}

第2章で用いた引抜き形摩擦試験機を用いて冷延鋼板を250mほど引抜き加工して、加工開始から終了までの摩擦係数の変化や鋼板表面の損傷状態の変化を調べた。これによって炭化物や窒化物などを表面に被覆した工具材料の焼付き挙動を明らかにして、これらのトライボロジー特性を評価する。前節のリング圧縮試験はすべり距離が小さい加工における評価であるが、本節においてはかなり長いすべり距離における挙動をみようとした。

3.3.1 実験方法

試験は第2章で取り扱った方法と全く同じ方法を用いた。すなわち上下の平ダイスで軟鋼板のコイル材を圧下しつつ引抜き加工し、加工中の摩擦係数を測定するとともにコイル材やダイス表面の表面観察を行った。用いた摩擦試験機の概略は図2-1、実験条件は表2-3に示すとおりである。潤滑剤は使用しなかったが、状態をそろえるためにコイル材表面にあらかじめ塗布されている防錆油を再度塗布した。表3-3に今回評価した工具材料及び表面処理の特性をまとめて示す。表面処理の母材は特に示す以外はすべてSKH51である。またほとんどの表面処理条件は通常その処理が行われる最も標準的な条件のものを用いた。したがって例えば皮膜の厚さは不揃いである。一方で母材硬さについては一定以上の硬さ(63HRC以上)が得られるように熱処理条件を配慮した。またダイス表面の表面粗さをなるべく滑らかに揃えるようにしたが、表に示した範囲(0.05~0.5 μ m Ry)にばらついている。表面処理方法や皮膜の特性によって制約を受けるようである。

3.3.2 実験結果及び考察

(a) 見かけの摩擦係数の変化

図3-7に、供試工具材を用いて引抜き加工を行ったときの、引抜き距離(L)にともなう見かけの摩擦係数 μ_a ($=F/P$, F : 1/2×引抜き力, P : 圧下力)の変化を示した。それぞれ数回の摩擦実験を行った中で最も典型的な例を示してある。

工具材は μ_a の変化の形態から二つのグループに分けられる。すなわちその μ_a が引抜

表3-3 供試工具材料、表面処理

符号	方法	種類	表面粗さ (μ m)	母材硬さ (HRC)	層厚さ (μ m)	備考
SKH51	焼入焼戻	高速度工具鋼	0.1	63.5	—	
WCCo	焼結	超硬合金	0.05	90.0	—	硬さはHRA
N+	イオン注入※	窒素イオン	0.2	63.7	—	5×10^{17} 個/cm ²
Cr	電解メッキ※	硬質クロムめっき	0.05	63.6	20	
i-C	PVD※	ダイヤモンド・ライカー・ボン	0.1	64.9	3	
TiN/IP	イオン・レーティング※	TiN	0.2	63.4	2	
TiN/P	プラズマ CVD	TiN	0.2	63.3	3, 14	皮膜厚さ2種類
WC	低温 CVD※	W-C	0.1	60.6	4+7	(Ni-Pめっき層)+(W-C層)
30N	塩浴窒化※	ϵ -Fe ₂ -3N	0.3	62.6	0(20)* ¹	
90N	"	"	0.2	65.1	1(58)* ¹	
240N	"	"	0.2	66.5	7(100)* ¹	
TiCN	中温 CVD※	Ti(C,N)	0.4	63.0	15	
TiN	CVD※	TiN	0.3	64.5	7	
TiC/TiN	"	TiC+TiN	0.5	63.5	7	
TiC	"	TiC	0.3	62.7	7	
VC	熔融塩浸漬法	VC	0.2	64.5	5	
NbC	"	NbC	0.3	63.6	5	
CrC	"	Cr-C	0.2	62.5	5	母材 SK3* ²
B	"	Fe ₂ B	0.2	62.0	30	"

※ 市販処理依頼品

*¹ 層厚さは化合物層, () 内は拡散層の値を示す。
処理条件は順に 843K × 30min, × 90min, × 240min.

*² Cr-CやFe₂BはSKH51の焼入れ温度, 1200℃, では母材中に溶け込む可能性があるので、被覆処理時に焼入れ可能なSK3とした。

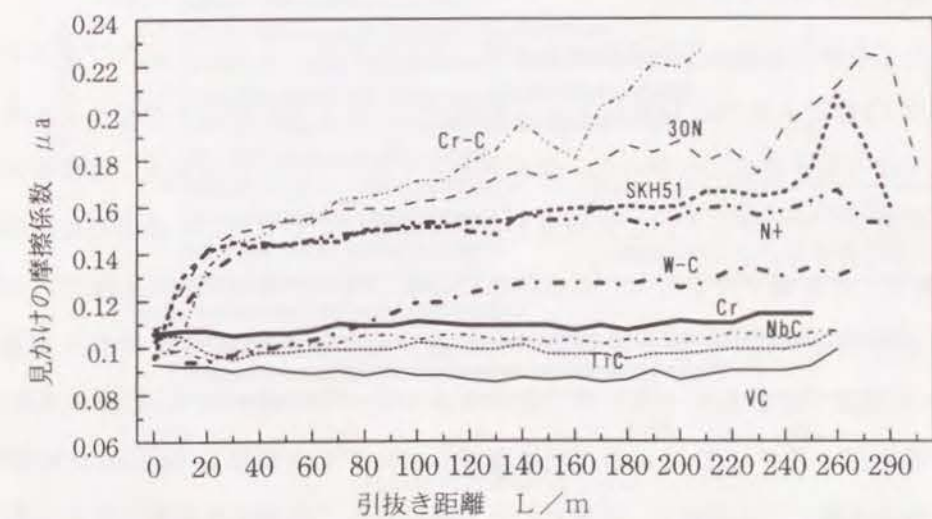


図3-7 引抜き距離(L)にともなう見かけの摩擦係数 μ_a の変化

き開始直後から引抜き距離 30m までに急激に増加し、その後増加率は低下するものの再び急増に転じ、変動が大きくなる工具材料と、開始直後の値からほとんど変化を起こさない工具材料とである。被加工材料の表面損傷と対比すると、前者は焼付きが生じ、後者はほとんど損傷がみられなかった。供試工具材料のうち図示したもの以外で μ_a が急増する工具材料には、長時間処理した塩浴窒化材、Cr-C、Fe₂B 被覆材が含まれる。また W-C 被覆材の μ_a が両者の中間に属するのは引抜き行程の途中で層が剥離したことによる。これら以外の工具材料、すなわち炭化物や窒化物を被覆した工具材料や超硬合金は後者のグループに属していた。

SKH51 ダイスでは、大きなかじりを生じて一時的に μ_a が大きくなっている。窒素イオン注入材での μ_a は引抜き開始直後の増加が少し緩やかになったほかは、未注入材と比べてそれほど変わらなかった。実験によっては引抜き行程後半における増加が小さいこともあったが、注入の効果はほとんど認められなかった。今回用いた注入材の、窒素イオンの進入深さは 100nm と推定され¹⁰⁾、この注入層の薄さが効果の小さいことの一つの原因と思われる。

塩浴窒化法によって表面処理したダイスにおける μ_a の変化も SKH51 のときとあまり変わらなかった。窒化処理時間を変えて処理層の厚さの効果を調べたが、いずれも無処理材の場合とそれほど変わらなかった。少ない変化の中では処理時間の長いダイスの μ_a が小さい傾向にあった。図 3-7 に示すように処理時間が短く ϵ 相が形成されなかったダイス (30N) では、引抜き行程の中期 (約 100m) から大きなかじりを生じ、むしろ無処理材より悪化する場合もあった。

母材の工具鋼とは全く異なる物質を被覆した工具材料のうち、イオンプレーティングやプラズマ CVD による TiN 被覆材および硬質クロムめっき処理材における μ_a は、全引抜き行程でほとんど変化しなかった。ダイヤモンドライクカーボンの μ_a は当初の高い値から徐々に低下して安定した。この理由としては被覆によって生じた表面の微小突起 (1 ~ 2 μ m 高さ) の影響が考えられ、この凹凸によって引抜き開始直後に比較的高い摩擦となったと思われる。W-C 被覆材の μ_a は 20 ないし 30m の引抜き距離から増加し始め、130m からほぼ一定値をとった。後で述べるように、この増加は W-C 層の剥離に起因する。同様にプラズマ CVD による TiN 被覆材においても皮膜厚さ 14 μ m の場合は 50m 付近で皮膜が剥離してその後 μ_a が増加した。両者ともに被覆温度が低いため皮膜の密着性に劣ることによるものであろう。

一方、超硬合金をふくめて、チタンやバナジウム、ニオブの炭、窒化物被覆材は、引抜きの全行程で開始時とほぼ同じ値の安定した μ_a を示した。しかし Cr-C と Fe₂B 被覆材の μ_a は引抜き開始直後から急激に増加した。この結果 Cr-C 被覆材では 200m、Fe₂B 被覆材では 100m 程度の引抜き距離で焼付きのため被加工材料が破断した。この二つの被覆層は鉄を固溶したり、鉄の化合物である点が他の炭、窒化物とは異なる。被覆する物質が耐焼付き性に大きく影響することが示された。

各工具材料についてそれぞれの耐焼付き性の位置づけがわかりやすいように、引抜き距離 250m における μ_a を比較して図 3-8 に示す。ただし Cr-C と Fe₂B 被覆材では、摺動抵抗の増加によって 100m ~ 200m で被加工材料が破断したため、その時点の値で示した。摺動開始直後と比較して、 μ_a の増加が小さいほど焼付きの程度が小さく、被加工材料との適合性に優れていることになる。W-C や Cr-C を除く炭、窒化物被覆材の優位が明らか

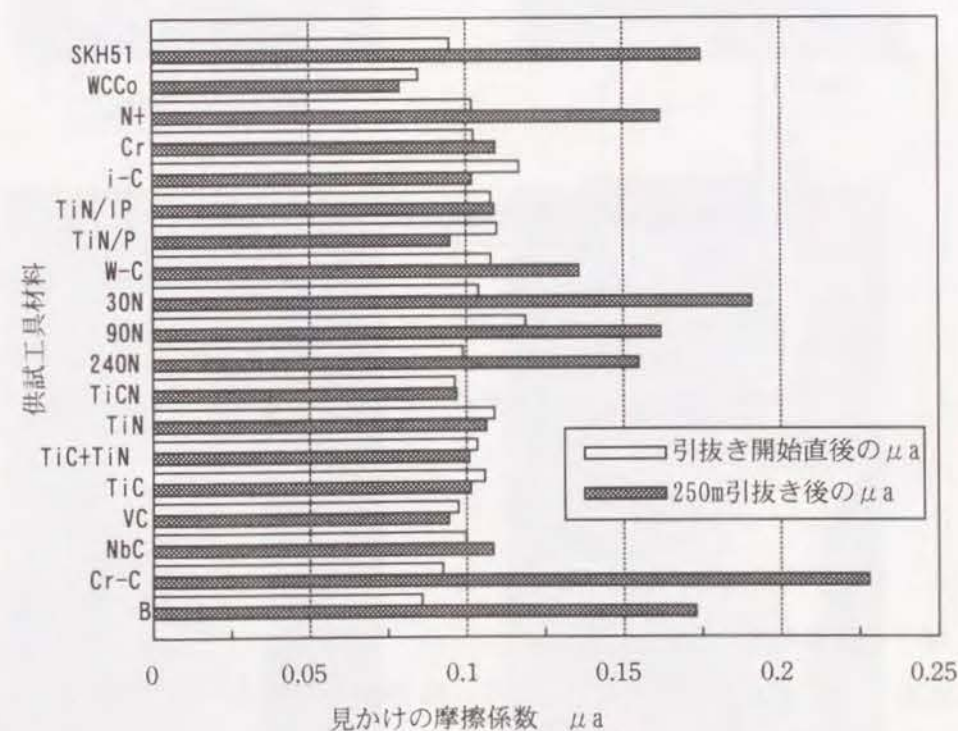


図 3-8 250m 引抜き後の見かけの摩擦係数 μ_a の比較

かである。また塩浴窒化処理材では処理時間が長く化合物層が厚くなるほど μ_a の増加が小さかった。

図3-9は試験後のダイスアプローチ部の摩耗深さを比較したものである。引抜き距離が異なる場合があるため1m当りに換算して示してある。 μ_a が小さい工具材料ではおおむね摩耗深さも小さく、炭、窒化物被覆材の摩耗深さは初期面粗さと区別できないほど小さかった。これらと比べて硬質クロムめっきの摩耗深さは大きかった。ダイヤモンドライクカーボンも比較的多く摩耗した。W-Cの摩耗深さが大きい理由は後で示すように、皮膜の剥離による。

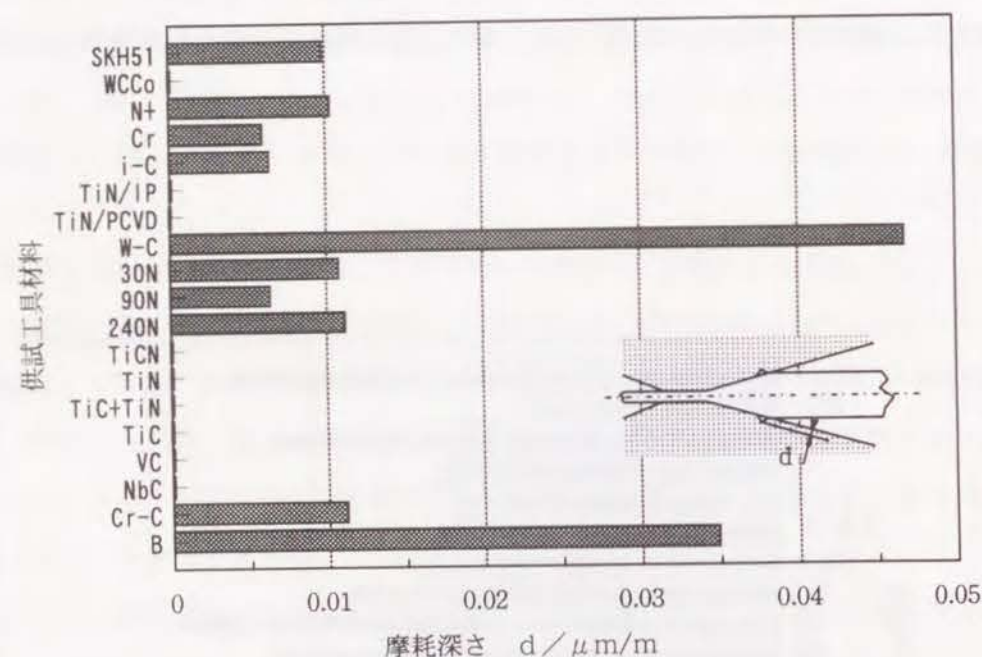


図3-9 引抜き試験後のダイスアプローチ部の摩耗深さの比較

(b) 試験後のダイス表面観察

図3-10は、代表的な工具材について、約250m引抜き後のダイス表面（上下一組）を実体顕微鏡で観察した結果を示している。引抜き中に μ_a の変化が小さかったグループからTiCと硬質クロムめっき、変化の大きかったグループから塩浴窒化、中間グループから

W-Cの各被覆材を取り上げた。各々のダイス表面で、Aがランド部、Bが被加工材の接触したアプローチ部を示している。なお上下のダイスで被加工材が最初に接触した接触弧の形（上ダイスでは円弧、下ダイスでは直線的）が異なっているのは、コイル状である被加工材料にスリット加工に伴う幅方向の曲がりがあるためである。

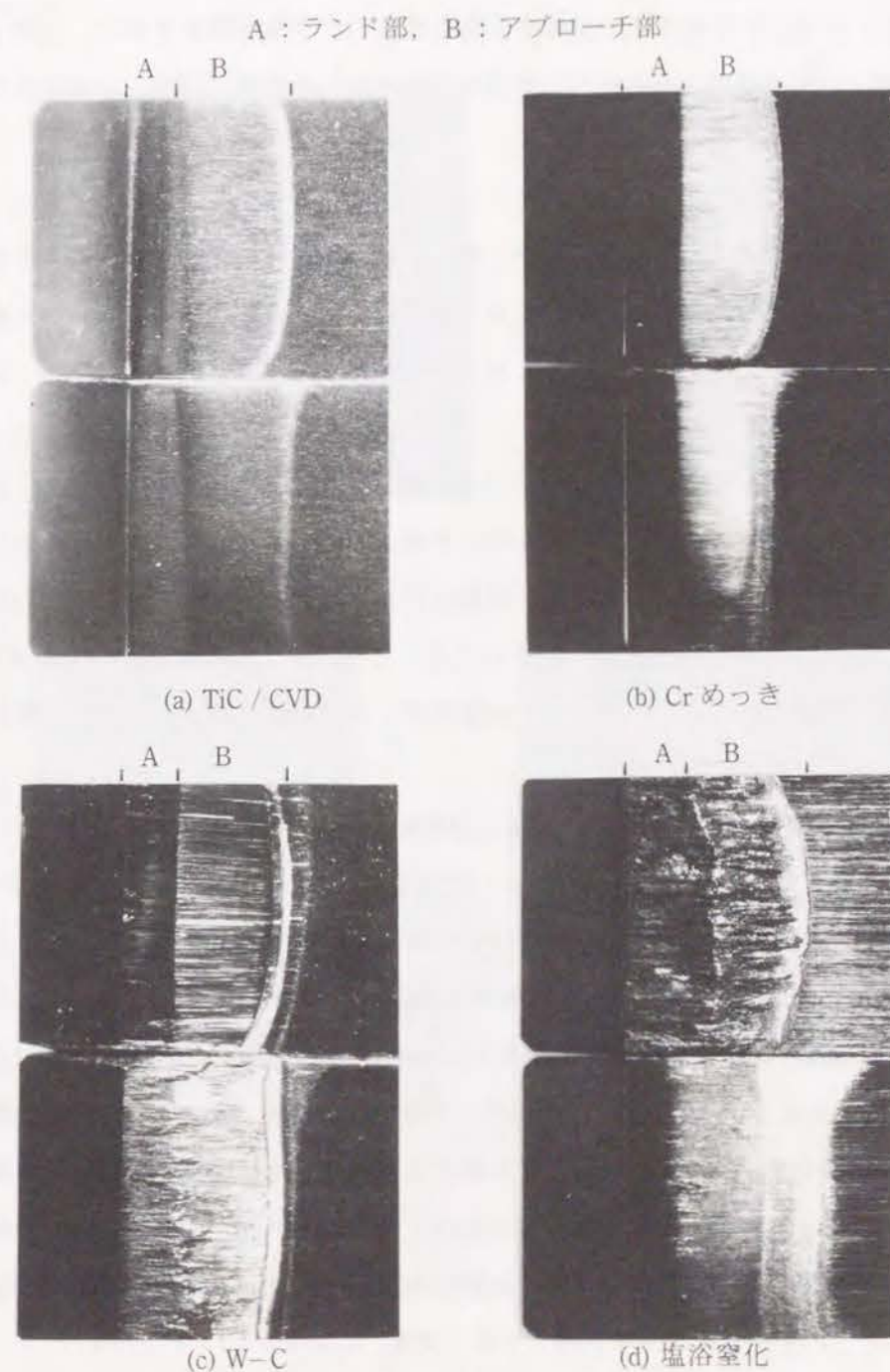


図3-10 引抜き試験後のダイス表面状態の比較

TiC 被覆ダイスの表面（図 3-10-a）は、被加工材料の接触した場所が光沢の違いとして区別されるほかはとくに試験前と変わりはない。被加工材料の凝着もしくはダイスの摩耗が生じていないことは図 3-9 に示したとおりである。このような表面状態は、 μ_a の変化が小さかったほかの炭、窒化物被覆材においても同様であった。

μ_a の変化は小さかったものの、摩耗量が大きかった硬質クロムめっきダイス（図 3-10-b）では、その表面に、引抜き方向に多くのすり傷が観察された。写真ではアプローチ部だけにすり傷がみられるが、光源の方向を変えた観察ではランド部にも同様の傷が多数観察された。

試験後の W-C 被覆ダイス表面（図 3-10-c）には多くのすり傷（上ダイス）や被加工材料の凝着（下ダイス）がみられるが、被加工材料が最初にダイスに接触する接触弧の損傷が激しい点特徴的である。特に上ダイスで顕著で、白く光って撮影された最大摩耗部の両側が V 字谷のように大きく摩耗されていた。下ダイスにおいても白く光った摩耗部がみられる。

塩浴窒化処理ダイス（図 3-10-d）には非常に多くの凝着物が観察された。とくに上ダイスに多く、凝着物のため、あたかもランド部 A の幅が拡大したように見える。下ダイスには接触弧の幅が広がっている状態が観察された。これは上ダイス側の凝着の進行とともに被加工材料の材料流れが変わり、それによって下ダイス側に生じたバルジ変形のため、当初、断面減少率に応じて形成された接触弧が、バルジ変形の成長とともに徐々に後退したことを示していると思われる。

以上 4 種類のダイスの摩耗部、つまり接触弧の入口側をより詳細に観察した結果を図 3-11 に示す。TiC ダイス（図 3-11-a）では全体に微小なピットが多数存在するが、摩耗痕の発生といった変化は特にみられない。硬質クロムめっきダイス（図 3-11-b）では摺動方向に無数の傷が存在し、未接触部にはクラックも観察された。W-C ダイス（図 3-11-c）では表面状態が 3 段階に変化していた。写真に向かって右側（被加工材料の入口側）では W-C がまだ残存しているが、中央では中間層である N-P めっき層が露出し（めっき層のクラックがみられる）、左側ではさらに摩耗が進行して鋼母材が露出していた。鋼中炭化物が摩耗の抵抗になっている様子がよくわかる。この鋼中炭化物の耐摩耗効果は塩浴窒化ダイス（図 3-11-d）においても観察された。このようにダイス表面の損傷の程度は μ_a の変化の度合や摩耗深さによく対応していた。

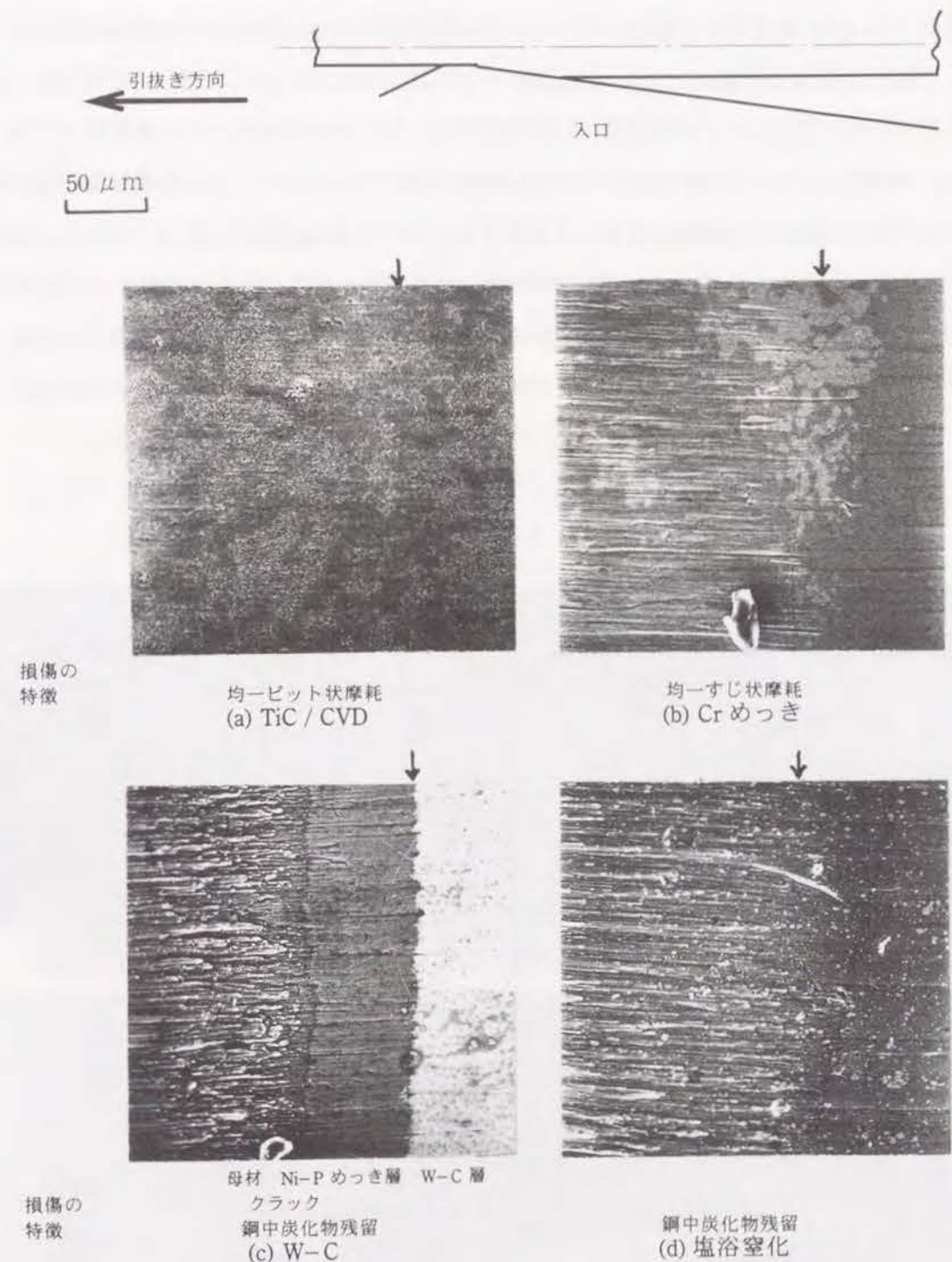


図 3-11 ダイスの摩耗部（接触弧の入口側）の詳細観察

引抜き行程および物質相互間で μ_a の変化が少なかった炭、窒化物被覆ダイスの損傷状況を図3-12にまとめた。前述したTiCも含めてすべての炭、窒化物の損傷は軽微であった。しかし損傷の形態は物質により異なっていた。NbCはモザイク状、VCはTiCと同じピット状、Ti(C,N)とCVDによるTiNは筋状、TiC + TiNはピットと筋の混合、そしてイオンプレーティングによるTiNは平板状の損傷であった。これら損傷形態の違いはそれぞれの皮膜の生成機構と関連があると思われるが、詳細は明かでない。しかしこれら形態の違いから、より過酷な摩擦条件では摩耗挙動が変わってくると推察できる。例えば、モザイク状のNbCでは、ピット状の損傷形態をとるVCやTiCより早く摩耗するであろうし、イオンプレーティングによるTiNは皮膜の剥離によって摩耗が促進されるだろう。

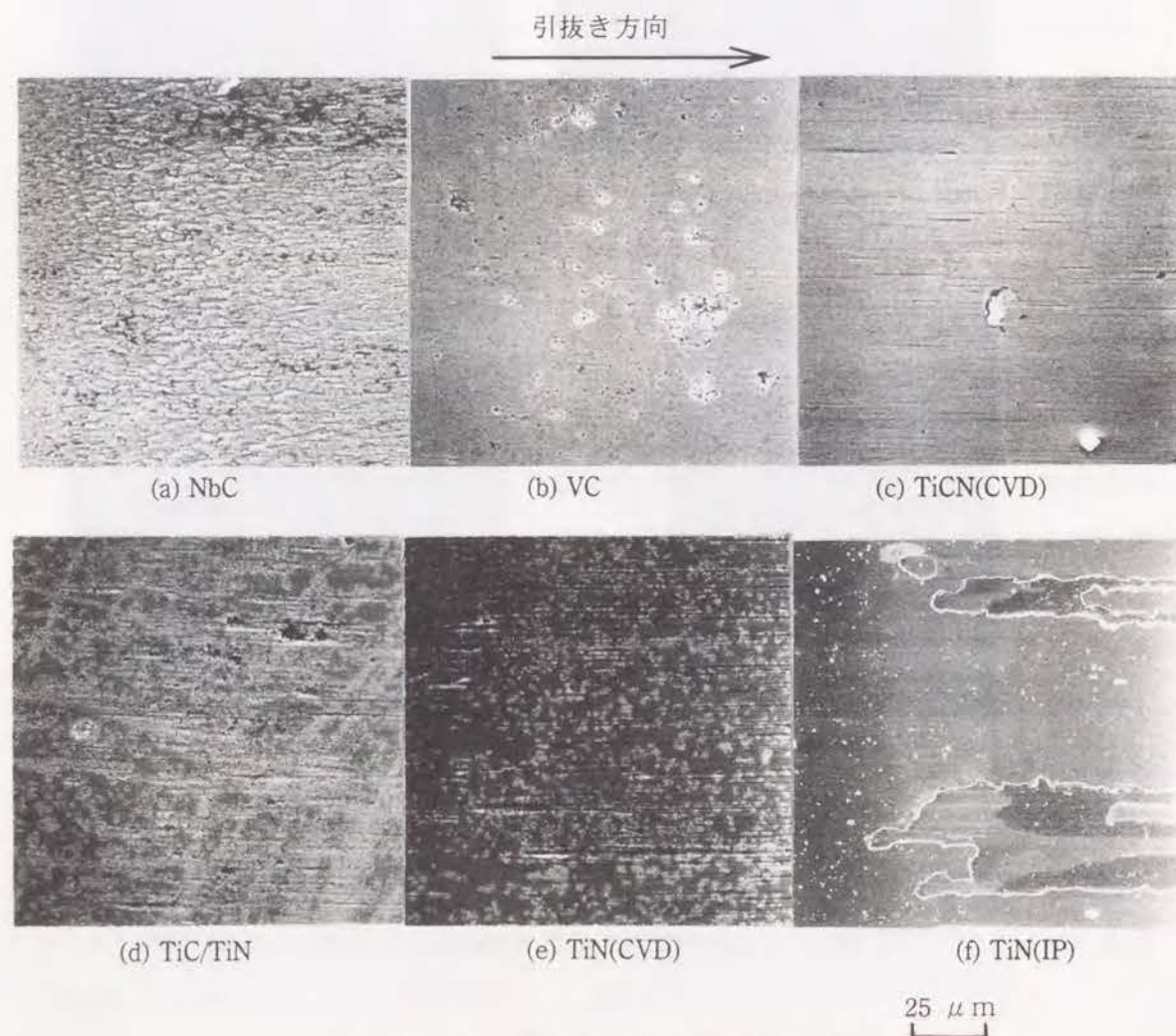


図3-12 炭、窒化物被覆ダイスの損傷状況

(c) 被加工材表面の観察

引抜かれた被加工材料表面の走査型電子顕微鏡（SEM）観察結果を図3-13～図3-15に示す。 μ_a の変化状況に基づいて2グループに分類された工具材料から、それぞれ代表的な工具材料による結果を示した。図3-13は μ_a の変化が小さかったグループで、NbCダイスによってしごかれた被加工材料の表面である。引抜き距離50mごとに観察したが、250mの引抜き距離まで被加工材料の表面にはほとんど変化が見られなかった。より高倍率の観察（図3-13-B）においても、ダイス表面の微小な凹凸により形成されたと思われる、引抜き方向に延びたすり傷が観察されただけで、大きなかじり傷の発生や成長は見られなかった。このことは被加工材料の表面粗さの測定結果にも現れている。同一グループのほかのダイスによる被加工材料の表面も同じように損傷が少なく、引抜きにともなうこのような損傷の少なさが μ_a の変化に反映されたと思われる。

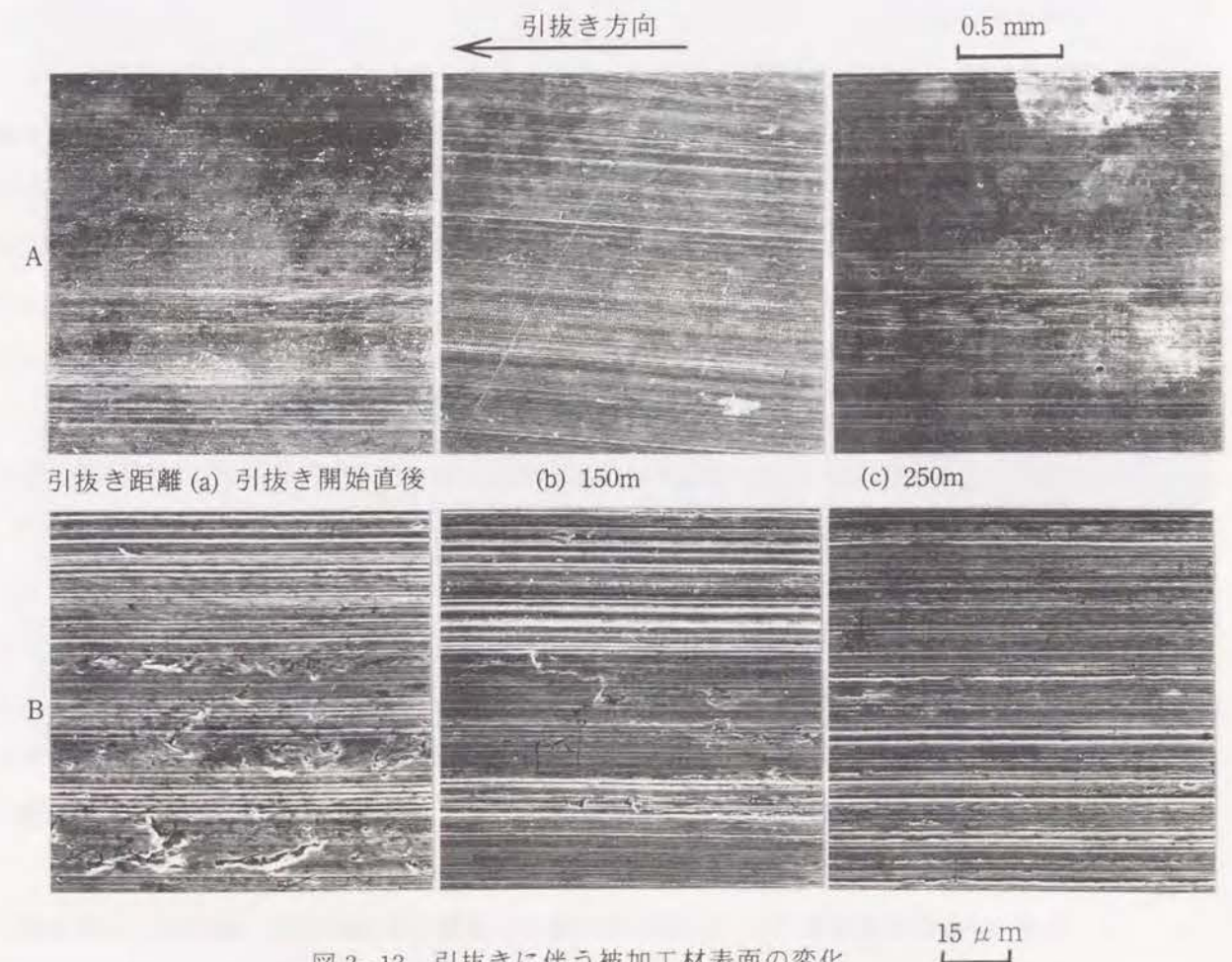


図3-13 引抜きに伴う被加工材表面の変化
(NbCダイス, A:倍率×28, B:倍率×660)

図 3-14, 15 には、もう一方のグループの例として Cr-C ダイスによる被加工材表面の損傷を示した。低倍率観察（図 3-14）の結果では、20m の引抜きですでにすり傷が生じ、部分的にむしれ傷も認められる（図中矢印）。両方の傷とも引抜き距離とともに、幅、深さが拡大した。180m の引抜き距離では、むしれ傷の成長した激しいかじり傷が現れ、200m で圧下部全域に広がって、これによる摩擦力の増大で被加工材料の破断に至ったものと思われる。高倍率観察（図 3-15）の結果から激しいかじり傷の起点は 120m の引抜きの時点で見られることがわかる。つまり将来せん断破壊の起点となるとと思われる引抜き方向に垂直なクラックが認められた。この様に μ_a の変化が急激だった（図 3-7 参照）工具材料では、その変化に応じて焼付きの発生が早くその成長も急であった。

その他の工具材料によって引抜かれた被加工材料表面の、引抜き距離にともなう表面プロフィールの変化の例を図 3-16 に示す。各プロフィールは引抜き方向と直角方向の断面を表している。また 1 つの被加工材料で上下の引抜き面それぞれについて示した。TiC ダイスによる被加工材料の表面（図 3-16-a）は 250m の引抜き後においてもほとんど開始直後の状態と変わっていない。また上下ダイスの差も現れていない。損傷は軽微で、すべて下に凸である。このような表面状態は上述の NbC の他に VC, TiN など炭、窒化物被覆材の多くで認められた。イオンプレーティングによる TiN 被覆ダイスで引抜かれた被加工材料の表面（図 3-16-b）は、全体的には TiC 同様損傷が少ないが、再移着によると思われる上に凸の個所が上ダイス側で観察された。このような凸部分は W-C ダイスによる加工面にもみられ、その原因は被覆層の剥離にともなうダイス表面の部分的な摩耗によると思われる。

これらに対し窒化処理材による引抜き面（図 3-16-c）では加工開始直後の表面状態が TiC の例と同程度であるにもかかわらず、250m 引抜き時点では表面が大きく荒れていた。大損傷に至るまでの経過をイオン注入ダイスの場合でたどり、図 3-16-d に示した。上ダイス側の素材表面は 40m の引抜き距離で圧下面全体に損傷が広がり、その後徐々に成長している。40m までの表面粗さの変化はそれ以後の変化に比べて大きく、 μ_a の変化とよく対応している。表面の変化の状況は、窒化処理や図 3-14, 15 に示した Cr-C 被覆など、同一グループに属する他の工具材料の場合とよく似ており、焼付きやすい工具材料では引抜き加工の初期からその傾向が現れることが分かる。

なお 250m の引抜き時もしくは破断時の被加工材料の表面粗さを工具材料ごとに比較しても、工具材料は大きく 2 つのグループに分類された。つまり加工前の被加工材料の表面

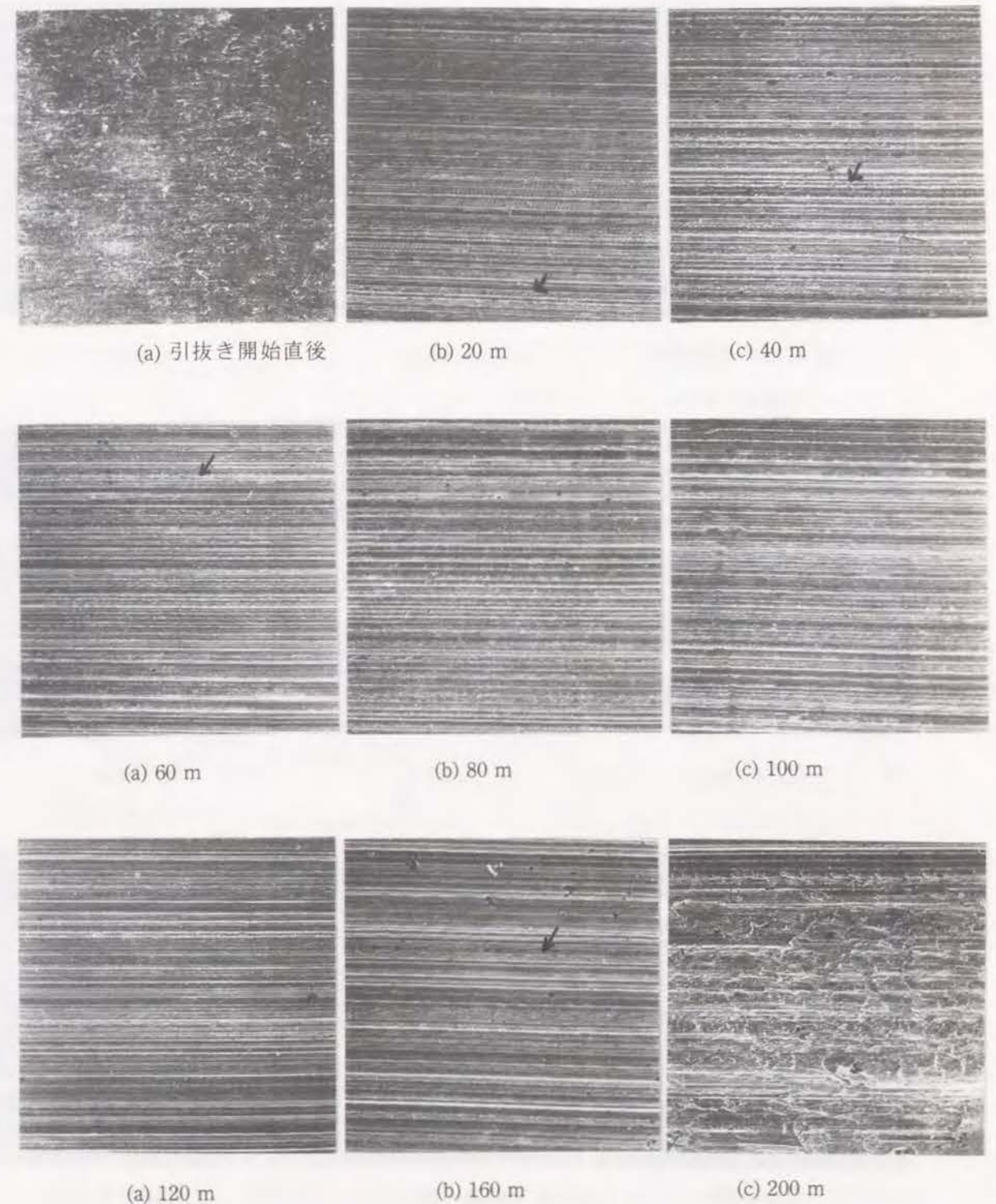
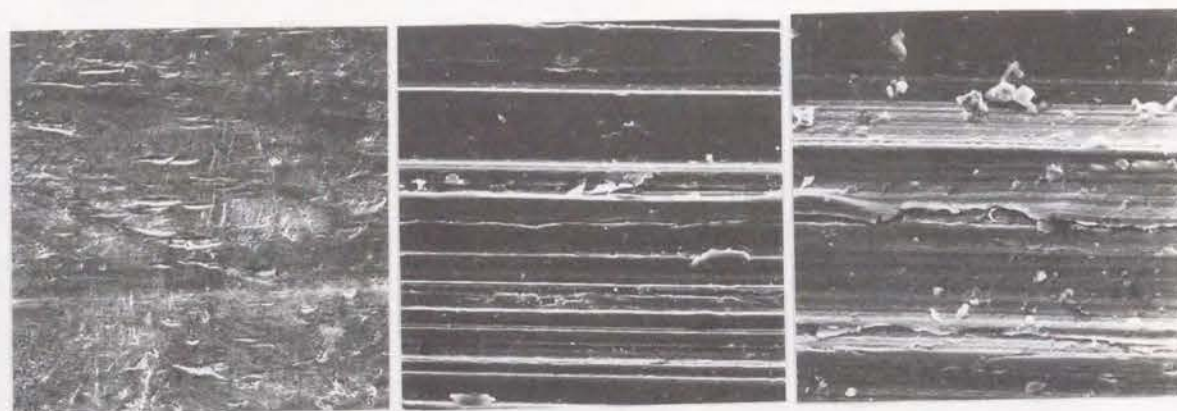


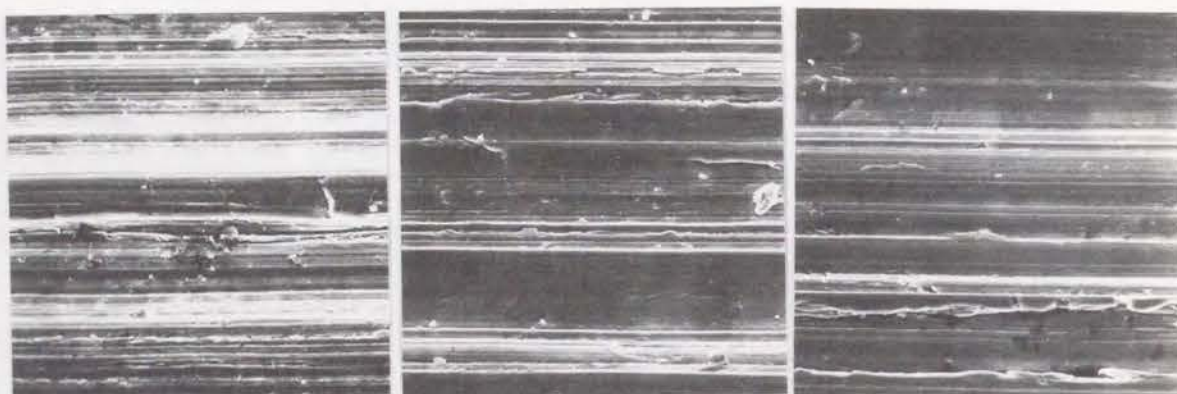
図 3-14 引抜きに伴う被加工材表面の変化（Cr-C 被覆ダイス、倍率×28）



(a) 引抜き開始直後

(b) 20 m

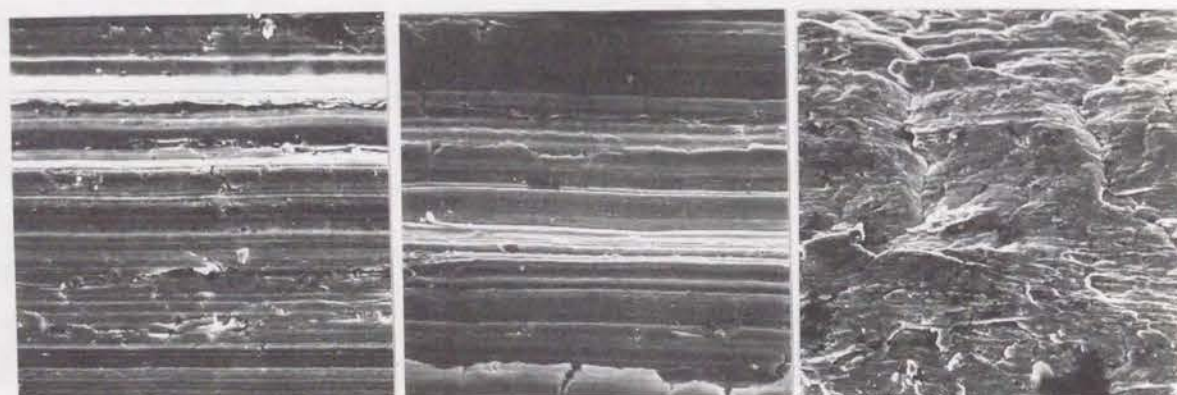
(c) 40 m



(a) 60 m

(b) 80 m

(c) 100 m



(a) 120 m

(b) 160 m

(c) 200 m

15 μm

図3-15 引抜きに伴う被加工材表面の変化 (Cr-C 被覆ダイス, 倍率 $\times 660$)

粗さ ($5.3 \mu\text{m Ry}$) より粗面にしてしまうグループと滑らかな面にするグループである。前者は焼付きやすい工具材料, 後者は焼付きにくい工具材料であり, この分類は μ_a による分類とよく似た結果となった。焼付いた被加工材料では初期粗さより1桁ほど粗くなり, 焼付かない被加工材料は逆に1桁ほど滑らかになった。

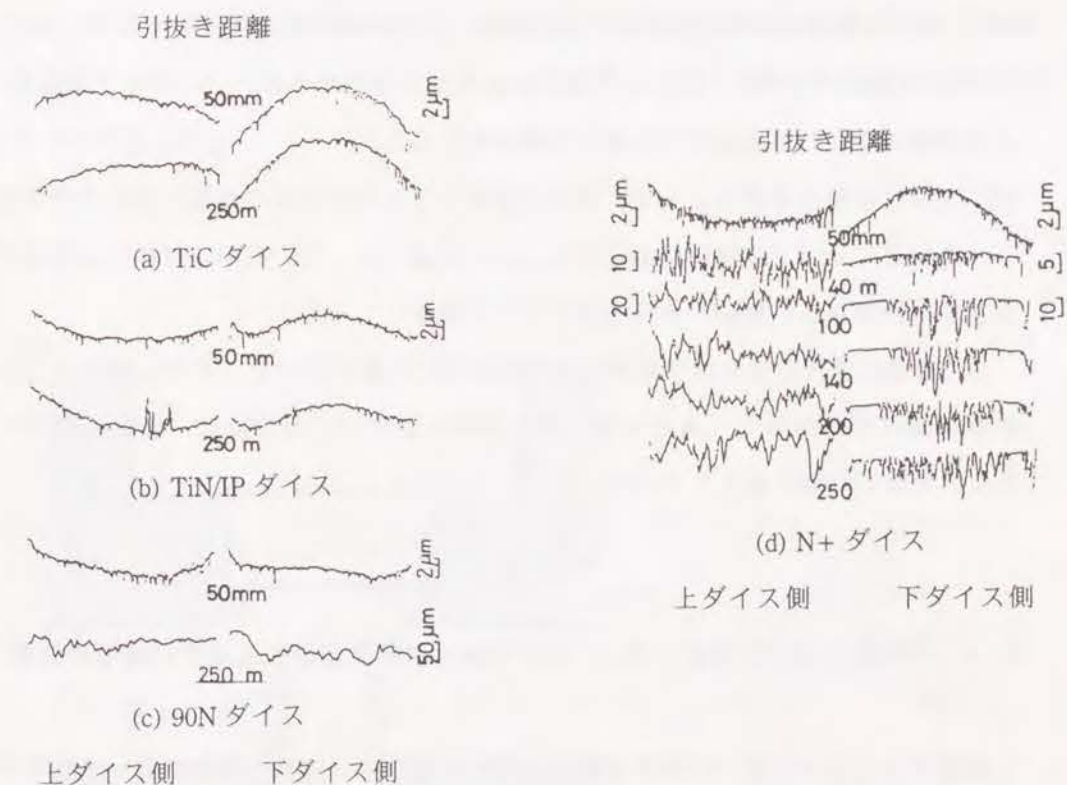


図3-16 引抜きに伴う被加工材表面の粗さ変化の一例

3. 3. 3 まとめ

250mの比較的長い引抜き加工を行って, 各種工具材料の見かけの摩擦係数の変化や被加工材料の表面損傷の状態を比較した。これによって工具材料の耐焼付き性を評価した結果, 次のことが分かった。

(1) 引抜き行程 (L) にともなう見かけの摩擦係数 μ_a ($= F/P$, F : $1/2 \times$ 引抜き力,

P : 圧下力) の変化は焼付き状態をよく反映していた。つまり μ_a が引抜き開始直後から急激に上昇するときは焼付きが激しく生じ、上昇しなければほとんど焼付きなかった。

(2) 焼付き状況を反映した μ_a の変化から評価した工具材料が2つのグループに分類できた。また試験途中で表面処理皮膜が剥離したときは、両者の中間に位置づけられた。焼付きやすい工具材料としては、SKH51、窒素イオン注入、塩浴窒化、Cr-C 被覆、浸ボロンの各熱処理、表面処理材が分類された。焼付きにくい工具材料としては、超硬合金および硬質クロムめっき、ダイヤモンドライクカーボン、TiN、Ti(C,N)、TiC + TiN、TiC、VC、NbC の被覆材が分類された。TiN 皮膜はその被覆処理方法 (イオンプレーティング、プラズマ CVD、CVD) によらず同等の耐焼付き性を示した。W-C とプラズマ CVD による厚膜の TiN は試験途中で皮膜の剥離を起こした。

(3) Cr-C 被覆材を例外として、焼付きやすい工具材料は鋼の改質か鉄化合物の被覆であり、焼付きにくい工具材料は鉄の関与しない材質であった。被加工材料の主要構成成分を含まない材質がよい耐焼付き性を示すようである。

4) 耐焼付き性の良好な工具材料は耐摩耗性にも優れていた。ただし硬質クロムめっきの摩耗量は大きかった。またイオンプレーティングによる TiN は、量としてはとらえられない程度の剥離を起こしていた。

3. 4 冷間後方せん孔押し加工における焼付き限界深さに及ぼすVC被覆の効果^{1), 2)}

前節までに述べた2つの摩擦試験によって広範な工具材料を評価でき、炭化物や窒化物の皮膜を表面に被覆した工具材料の耐焼付き性が優れていることが明らかになった。しかしこれらの据え込み加工や平板の引抜き試験は、加工法としては被加工材料の表面積拡大率が比較的小さい加工に位置づけられる。実際の塑性加工ではより複雑な形状が加工され、摩擦条件も一層過酷であることが多い。そこで最も過酷な塑性加工と言われる後方せん孔押し加工によって、表面被覆材料の塑性加工用工具材料としての特性を評価した。すなわち冷間での後方せん孔押し加工を無潤滑条件下で行い、種々のせん孔深さで焼付きの発生の有無を調べ、押し込み力やポンチ引抜き力の比較から、押し出し品の表面性状に及ぼす炭化物被覆の効果やポンチランド部の表面粗さの影響などを検討した。

3. 4. 1 実験方法

使用した後方せん孔押し型の構成とポンチノーズ部の形状を図3-17に示す。後方せん孔押しとは円柱状のビレットをダイス内部に保持し、ポンチでその中心を押し込んでカップ状の製品を成形する加工方法である。実験にあたっては、ポンチの押し込み過程の荷重 (押し込み荷重) とポンチを成形カップから引き抜くときの荷重 (ポンチ引抜き力) とを記録した。ポンチやビレットの材質、加工条件などを表3-4に示す。VC 被覆は溶融塩浴浸漬法で行い、皮膜厚さは $7\mu\text{m}$ とした。焼付きに及ぼす表面粗さの影響をみるために、ポンチのランド部の表面粗さを变化させた。工具材料本来の性質を調べるのが目的であるので、無潤滑で実験し、比較のためにビレットへの潤滑としては最も一般的なリン酸亜鉛皮膜処理での実験も行った。

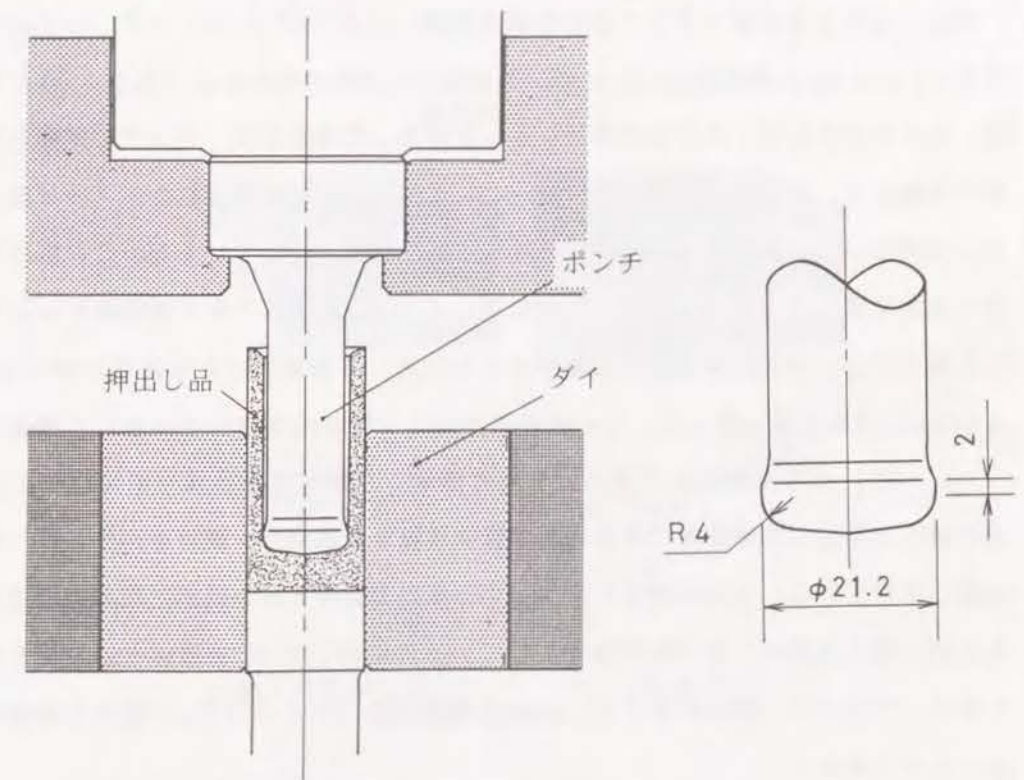


図3-17 後方せん孔押し試験の型構成とポンチノーズ形状

表 3-4 後方せん孔押し実験の条件

ポンチ材 (母材: SKH51)	VC 被覆材, 焼入れ焼戻し材, 塩浴室化材
ランド部表面粗さ (R_y : μm)	0.1, 1, 3, 6
ビレット材	S10C 球状化焼鈍材, 120HV, $\phi 30 \times 30$
使用プレス	250 tonf ナックルジョイントプレス
加工速度	150 ~ 200 mm/s
断面減少率	50 %
潤滑	無潤滑 (アセトン脱脂), リン酸亜鉛皮膜処理

3. 4. 2 実験結果及び考察

(a) 鏡面仕上げポンチによる焼付き状態の比較

押し出し成形品を縦割りにして表面性状を観察した例を図 3-18 に示す。いずれもランド部を $0.1 \mu\text{m Ry}$ に鏡面仕上げしたポンチを用いて成形されたものである。(a) に示すように、焼入れ焼戻しポンチで無潤滑ビレットを押し出した場合には、ポンチが摺動した部分がすべて焼付き、表面粗さの測定では $10 \sim 30 \mu\text{m}$ の凹凸が記録された。ノーズ部と接触していた押し出し品の底の部分では焼付きはなく鏡面状態を呈しているが、これ以外の内壁部分は全面に焼付きが認められた。これに対して、VC 被覆ポンチで無潤滑ビレットを押し出した場合には、(b) に示すように焼付きは生じず、金属光沢のある非常に滑らかな ($0.1 \mu\text{m Ry}$) 表面状態となった。この表面状態はリン酸亜鉛皮膜処理を施して押し出した場合 (c), (d) よりも滑らかである。一般に潤滑した摩擦面で金属光沢になるのは、潤滑剤の導入が不足して摩擦対である金属が直接接触した証拠で、焼付きが生じる一歩手前の状態とされている。今回無潤滑で加工しているので金属光沢の鏡面になるのは当然ともいえるが、焼入れ焼戻し材で焼付きが生じているのに対して VC 被覆材では焼付きをまったく起こしていない。鏡面状態が 37 mm も維持されているのは VC の優れた耐焼付き性によるものであろう。

VC 被覆ポンチの耐焼付き性のよいことは押し出し品の側からだけでなく、ポンチの表面状態からも伺える。図 3-19 には実験終了後のポンチノーズ部の観察結果を示した。VC 被覆ポンチには付着物もなく、実験前とほとんど変わらない表面状態である。これに対し

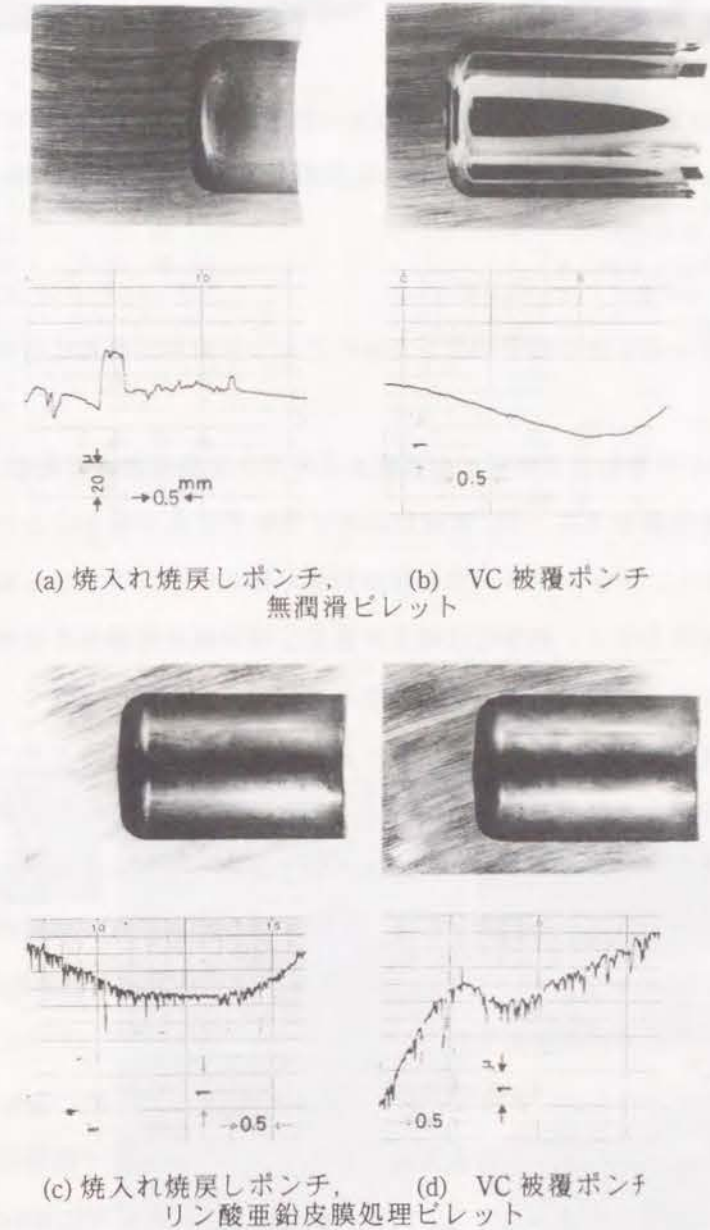
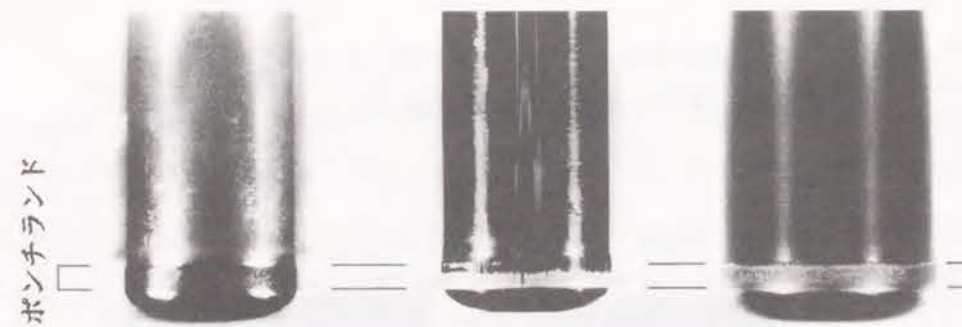


図 3-18 押し出し品の表面性状に及ぼすポンチ材質及び潤滑剤の影響 (せん孔深さ: 15mm (a), 37mm (b), 33mm (c), 33mm (d))



(a) VC 被覆ポンチ (b) 焼入れ焼戻しポンチ (c) 窒化ポンチ

図 3-19 後方せん孔押出し試験後のポンチの表面状態の比較

て焼入れ焼戻しポンチにはそのランド部にピレット材料が多量に付着していることがわかる。

(b) 焼付きの発生に及ぼすせん孔深さ及びポンチ表面粗さの影響

前節の結果を踏まえて、VC 被覆材の焼付き限界が表面粗さによってどう変化するのかを調べるために、ポンチランド部の表面粗さが異なるポンチでせん孔押出しを行った。表 3-5 にその結果を示す。同表には焼入れ焼戻し材や窒化処理材の結果、及びリン酸亜鉛処理によるピレット潤滑の結果もまとめた。

この表では押出し品表面の傷をピレットの焼付きによるものとポンチ表面の粗さに起因するひっかき傷とを分離して示してある。図 3-20 に代表的な表面損傷の例を示す。d に示すように焼付きに基づく傷は押し込み方向と直角方向の表面のあれが特徴で、複雑な材料流動が起こっている。それに対してひっかき傷は押し出し方向に整然とそろった凹凸になっていることが特徴である。表 3-5 では損傷がポンチの押し込み過程で生じたのか、引抜き過程で生じたのかの区別も行った。

無潤滑条件における VC 被覆ポンチによる押出しでは、前節に示したとおり $0.1 \mu\text{m Ry}$ の滑らかなポンチの場合、本実験限度のせん孔深さ 37mm まで損傷は生じなかった。しかしポンチ表面の粗さが荒くなると、10～20mm のせん孔深さにおいて押出し品表面全体にひっかき傷がみられた。この損傷の量については、 $1 \mu\text{m Ry}$ 以上の本実験範囲のすべての表面粗さで同じように認められ、 $0.1 \mu\text{m}$ 程度に表面を滑らかにしないとポンチ表面の凹凸で押出し品表面が傷つくことを示している。

焼入れ焼戻しポンチの場合は、表面粗さによらず 6mm のせん孔深さですべてが全面焼

表 3-5 押出し品内面損傷に及ぼすポンチ材質及び表面粗さの影響

ピレット潤滑		無 潤 滑								リン酸亜鉛皮膜処理						
ポンチ材		VC 被覆				焼入れ焼戻し				窒化	VC 被覆			焼入れ焼戻し		
ポンチ表面粗さ Ry (μm)		0.1	1	3	6	0.1	1	3	6	0.1	0.1	1	6	0.1	1	6
せん孔深さ (mm)	5	◎				△	△	△	△		◎: 焼付き, ひっかき痕なし △: 焼付き, ひっかき痕少 ×: 焼付き多 ☒: ひっかき痕多 ○: 押し込み時損傷発生なし 引抜き時は不明 ▲: 押し込み時損傷発生なし 引抜き時少し発生					
	6	◎	◎	◎	◎	×	×	×	×	◎						
	7									△						
	8		◎	△	◎		×	×	×							
	9									△						
	10		△	☒	△											
	12	◎	☒	☒	☒			×								
	13									×						
	15	◎				×										
	17	◎	☒	☒	☒					×						
	20	◎	▲	☒	▲					×						
	21															
	25	○	▲	☒	▲											
	29	○	▲	▲	▲											
	33	○	○	○												
	37	○														
											◎			◎		◎
											◎			◎		◎
		○	◎		◎						○	◎		○		△
		○	◎		◎						○	◎		○		
		○	○		○						○	◎		○		
		○									○			○		

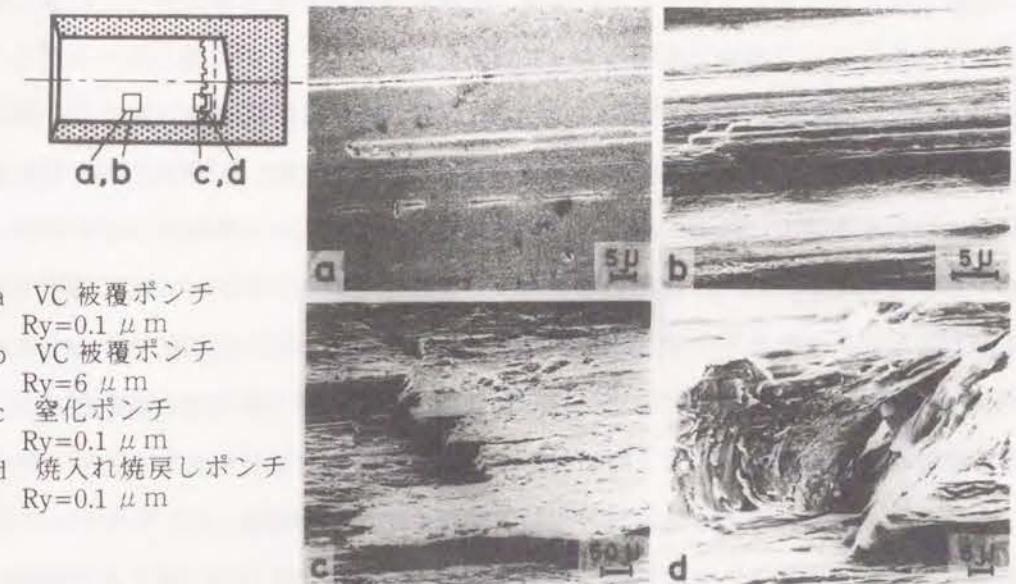


図 3-20 ポンチ材質による押出し品の表面損傷形態の違い

付き状態となった。この6mmという値はポンチノーズ先端からランド部までの長さであり、これより短いせん孔深さではノーズ先端による圧印加工の段階にとどまっている。この状態からさらに押し込みが深くなって、初めてランドによる押し出しが開始される長さが6mmに相当する。したがってピレット材料が塑性流動してランド表面と摺動し始めたと同時に焼付きが生じたことになる。無潤滑の摩擦状態における工具と材料の直接接触においては起こりうる現象で、むしろこれが起こらないVC被覆処理材の耐焼付き性が特筆すべき事柄であろう。窒化処理を施したポンチでは、多少の改善は認められるものの、VCに比較してごく浅いせん孔深さで焼付きが生じている。

ところでVC被覆ポンチにおいて、せん孔深さが20～25mmまではせん孔深さとともに損傷が増加するのに対してこの深さ以上になると押し出し品表面のひっかき傷が減少した。深いせん孔で損傷が減少する理由を以下に考察する。このときのせん孔実験において、せん孔押し出し品の動きを観察すると通常とは異なった動きを示した。すなわち、ポンチを上方へ引抜く過程でポンチとともに押し出し品がダイの外に出ていた。つまりポンチが押し出し品の内面を摺動しながら上方へ移動するのではなく、ポンチと押し出し品とが一体となってダイの上まで上昇し、ダイの外でポンチと押し出し品が分離されたのである。本来押し出し品はダイの中に残り、ロックアウトによってダイから取り出されるものである。この現象はポンチと押し出し品内面との間の摩擦力よりも押し出し品の外面とダイ内面間との摩擦力が小さいために起こると考えられる。これには、前者の摺動面が無潤滑であり、後者の摺動面はピレット外面のリン酸亜鉛皮膜によって潤滑されていることが影響しているだろう。図3-21にポンチ引抜き力に現れたポンチと押し出し品の分離の時期の違いを示す。押し出し品がポンチとともにダイから浮き上がる場合(図3-21-a)には、引抜き力が行程の途中から単調に減少するようになる。引抜き開始直後の荷重の立ち上がりはポンチと押し出し品の摩擦を表しているが、ピーク以降の単調減少の過程はピレットとダイの間の摩擦を表していると思われる。ストローク長さが押し出し品の深さよりもかなり短いことからこのことが伺える。一方押し出し品がダイの中に残った状態でポンチが上昇するときの引抜き力の変化は静摩擦から動摩擦に変わるときに低下する以外はピーク後行程とともに徐々に小さくなっている。ストローク長さもほぼ押し出し品の深さと同じである。

押し出し品がダイ内にあって、外側から拘束された高面圧状態では、ポンチと押し出し品はほとんど相対すべりを起こさず、ダイの拘束から解放されて面圧が低下した時点でポンチと押し出し品の内面が摺動することになる。せん孔深さが深くなるにつれて表面損傷が軽く

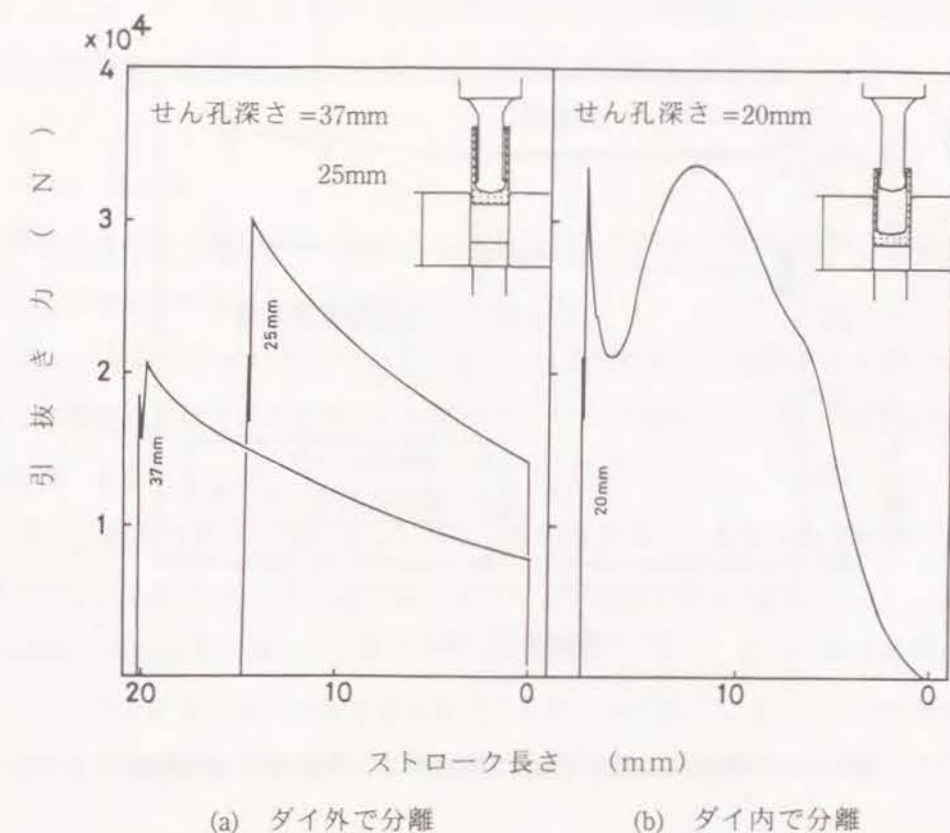


図3-21 ポンチと押し出し品の分離時期の違いによるポンチ引抜き力の変化

なるのは、押し出し品が高くなって上端がダイからはみ出るために、押し出し品とダイとの摩擦力が一層低下することによると思われる。ポンチ表面粗さが $6\mu\text{m Ry}$ 以外のいずれのポンチにおいてもあるせん孔深さ以上で、まったくひっかき傷が付かなくなる。このことはポンチ引抜き時の摺動で大部分の傷が形成されることを意味している。つまり押し込み時にはひっかき傷は生じないことになる。VC被覆材のように耐焼付き性に優れた工具材を用い、無潤滑状態の高い摩擦条件下で初めて実現する現象であるといえる。同時にダイの拘束から解放された時点で、ポンチなりダイを被加工材から離脱させることができれば、非常に表面性状のよい製品を製造することができることを示している¹³⁾。

図3-22、3-23にポンチの押し込み荷重と引抜き荷重に及ぼすポンチ表面粗さの影響を示す。いずれの荷重に対してもリン酸亜鉛皮膜処理潤滑の有無の影響が非常に大きく現れている。VC被覆処理が耐焼付き性に優れていると言っても、摩擦を低下させる作用で

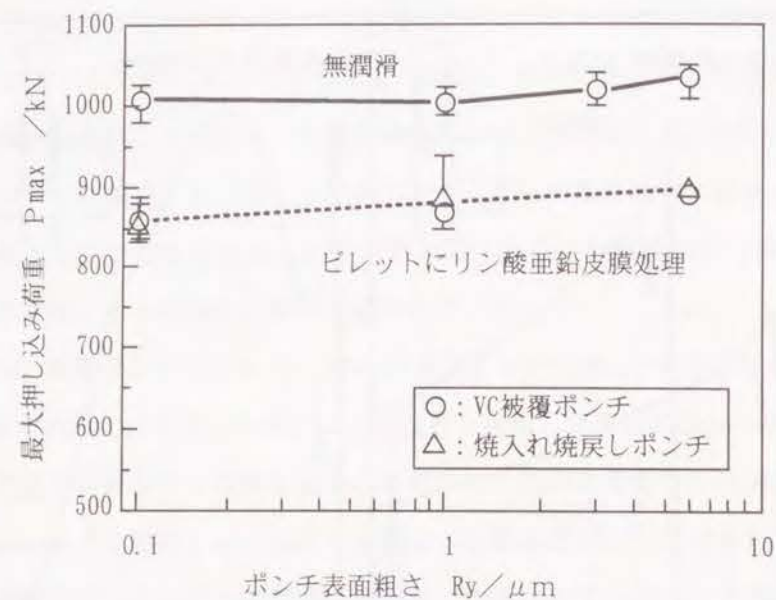


図 3-22 最大押し込み荷重に及ぼすポンチ表面粗さの影響

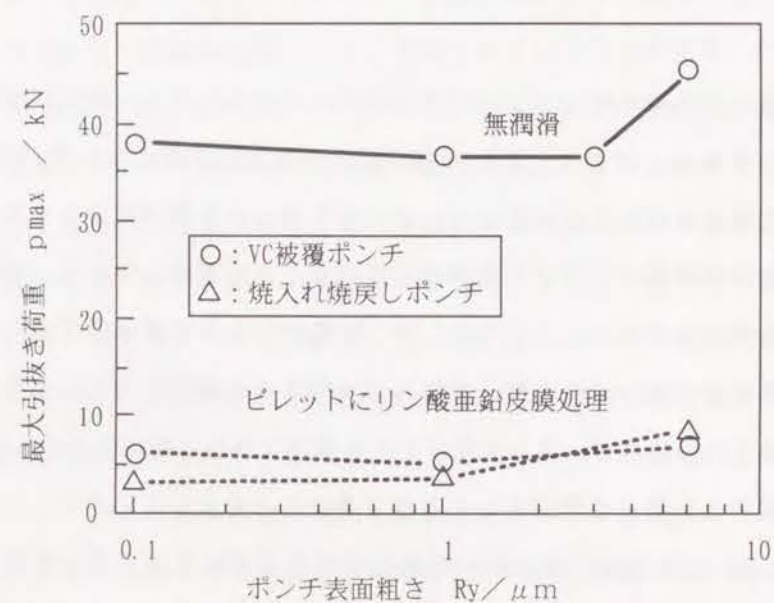


図 3-23 最大引抜き荷重に及ぼすポンチ表面粗さの影響

は潤滑剤に及ばないことを示している。ポンチの表面粗さの増加に対しては両荷重とも漸増している。特に $3 \mu\text{m Ry}$, $6 \mu\text{m Ry}$ の粗さでの増加が大きい。焼付き挙動に及ぼす工具表面粗さの影響については第 4 章で詳細に検討する。

3. 4. 3 まとめ

塑性加工で最も厳しい加工といわれる後方せん孔押出しを行って VC 被覆工具の耐焼付き性を評価した結果以下のことがわかった。

- (1) 無潤滑条件下においてもせん孔深さ 37mm までの加工が焼付きなく成形できた。一方焼入れ焼戻し工具ではポンチランド部がビレットと摺動し始めるとすぐ焼付きを生じ、窒化処理の効果も小さかった。
- (2) ポンチ表面粗さの増加に伴って押出し品の表面ひっかき傷の発生が認められた。本実験では $1 \mu\text{m Ry}$ であっても傷の発生に対して悪影響を及ぼした。
- (3) 押出し品の表面損傷はポンチの押し込み過程ではなく、ダイに拘束された状態で押出し品からポンチを引抜く過程で発生することがわかった。したがってポンチの引抜きをダイの拘束のない状態で行えば、表面性状に優れた押出し品が得られることが示された。

3. 5 結 言

第 3 章では、塑性加工をシミュレートした実加工に近い 3 種類の摩擦評価試験方法で各種の工具材料のトライボロジー特性を評価した。焼付きや摩耗に関して最も特性の優れた工具材料は炭化物や窒化物の硬質皮膜を被覆した表面処理工具である。これらは第 2 章で示された鋼中の炭化物の焼付き抑制効果を、工具表面に 100% 被覆することによって最大限に発揮させたものと位置づけられる。今後は被覆方法や物質の違いに基づく特性の違いを一層はつきりさせて、これらの硬質表面処理膜を使い分けていくことが課題となろう。

- 1) Kudo H. et al. : CIRP Annals Manufacturing Technology, 28 (1) (1979), 159.
- 2) 小坂田, 村山: 塑性と加工, 24-265 (1983), 195.
- 3) 河合他: 33 回塑加連講論, (1982), 295.
- 4) 古林他: 塑性と加工, 19-204 (1978), 9.
- 5) 後藤他: 昭 6 0 春塑加講論, (1985), 369.
- 6) 新井 透, 土屋能成: 塑性と加工, 24-265 (1983), 201.
- 7) Kudo H. : Proc. 5th Jap. National Cong. App. Mech., (1955), 75.
- 8) 新井 透, 土屋能成: 昭和 61 年度塑性加工春期講演会論文集, (1986), 143.
- 9) Arai T., Tsuchiya Y., : Advanced Technology of Plasticity 1984, 1, (1984), 225.
- 10) 川本他: 自動車技術, 38-7 (1984), 868.
- 11) 新井 透, 土屋能成: 昭和 56 年度塑性加工春期講演会論文集, (1981), 95.
- 12) Arai T., Tsuchiya Y., : Metal Transfer and Galling in Metallic Systems, The Metallurgical Society of AIME, (1986), 197.
- 13) 新井 透, 土屋能成: 押出し品の製造方法, 特公昭 59-9245.

第4章 焼付き挙動に及ぼす工具表面粗さの影響

4. 1 緒 言

近年は電子機器の発展に伴う非磁性部品の増加や自動車エンジンの高性能化に伴う耐熱部品の増加に伴ってステンレス鋼や耐熱鋼の利用が盛んになっている。また環境に対する配慮から自動車の燃費向上が望まれ、これに直接貢献する車体の軽量化のために、アルミニウム合金やチタン合金製の構造部材や部品の採用が進みつつある。これらの材料は変形抵抗が大きいため成形荷重が過大になったり、剛性や加工硬化能、または塑性ひずみ比が小さいために成形性に劣ったり、成形用工具に焼付きやすいと言われている。このようないわゆる難加工材の塑性加工が増加している一方で、製品精度に対する要求や生産コストの削減ニーズも依然として求められている。以上のような背景から両者を同時に実現させるために、加工時の潤滑技術や工具材料に対する摩擦低減や焼付き抑制、長寿命化といった要求も一層強くなっている。

従来、塑性加工用工具の性能向上策として TRD (Thermo-Reactive Deposition and Diffusion) や CVD (Chemical Vapor Deposition) 法などによる表面処理が活用されてきている。処理によって形成される TiC や VC といった硬質皮膜は、硬く、耐摩耗性や耐焼付き性に優れているといわれ、特性に関する各種の研究^{1)~6)}ではその有用性に対する評価はほぼ一致している。しかし実用上、処理材が焼付きを助長したり、相手材料を傷つけるといった事例が報告されることがある。また特性評価において所期の結果を得られない⁷⁾ことも見受けられる。これらの原因の一つとして、表面粗さに代表される工具材料の表面状態を考慮しなかったと思われる場合がある。

機械要素の摩擦状態に及ぼす表面粗さの影響に関しては古くから研究され、詳細な解説がなされている⁸⁾。また塑性加工における摩擦や焼付きにおよぼす工具表面粗さの影響に関しては、プレス成形における須藤ら⁹⁾及び古林ら¹⁰⁾の研究等がある。しかし硬質層被覆材について鍛造加工のような高面圧条件下で調べた報告¹¹⁾は少ない。そのため本研究では、第3章において表面被覆処理材のトライボロジー特性を評価する際に、工具表面の粗さの影響を評価項目の一つにしている。本章では、工具表面粗さの影響を一層明確にす

るために、比較的長距離の実験が可能な引抜き形摩擦試験機を用い、焼付き挙動に及ぼす影響を検討する。本実験では3種類の工具材料について、圧下力や被加工材料、潤滑剤を変化させたときの工具表面粗さが焼付きに及ぼす影響を明らかにする。

4. 2 実験方法

実験に使用した引抜き形摩擦試験機は第2章に述べた実験で用いたのと同じ装置である(図2-1参照)。本章における実験条件を表4-1に示す。圧下力は2水準採り、潤滑油は被加工材料に塗布されている防錆油を用いた。比較のために動粘度の異なるパラフィン系鉱油も用いた。引抜き速度83.3mm/sで移動するコイル材表面をウエスで拭ってから、新たにローラー式の給油機で潤滑油を薄く塗布した。引抜き力の1/2と圧下力(P)との比(F/P)を見かけの摩擦係数(μ_a)として焼付きの評価尺度とした¹⁾。被加工材料は冷延軟鋼板と工業用純アルミニウム板とを用いた。実験結果で特に断らない場合は防錆油と軟鋼板の組み合わせである。

表4-1 実験条件

引抜き条件	鋼コイル材	アルミニウムコイル材
断面減少率	1, 12%	1, 4%
引抜き長さ	220 mm	150 mm
圧下力(見かけ面圧*)	2.46kN (490MPa) 7.39kN (628MPa)	1.47kN (118MPa) 2.46kN (140MPa)
引抜き速度	83.3 mm/s	
ダイス半角	5°	
潤滑剤 (供給速度: 5.5 mL/ks)	パラフィン系鉱油 P2, P4 (15 mm ² /s, 100 mm ² /s; 40℃) 防錆油 (2.6 mm ² /s; 40℃)	
被加工材	軟鋼板 (SPCC)	アルミニウム (A1050-H24)
幅×厚さ	10×1.6 mm	15×1.5 mm
硬さ (HV)	100	36
表面粗さ	5.2 μm Ry	1.6 μm Ry

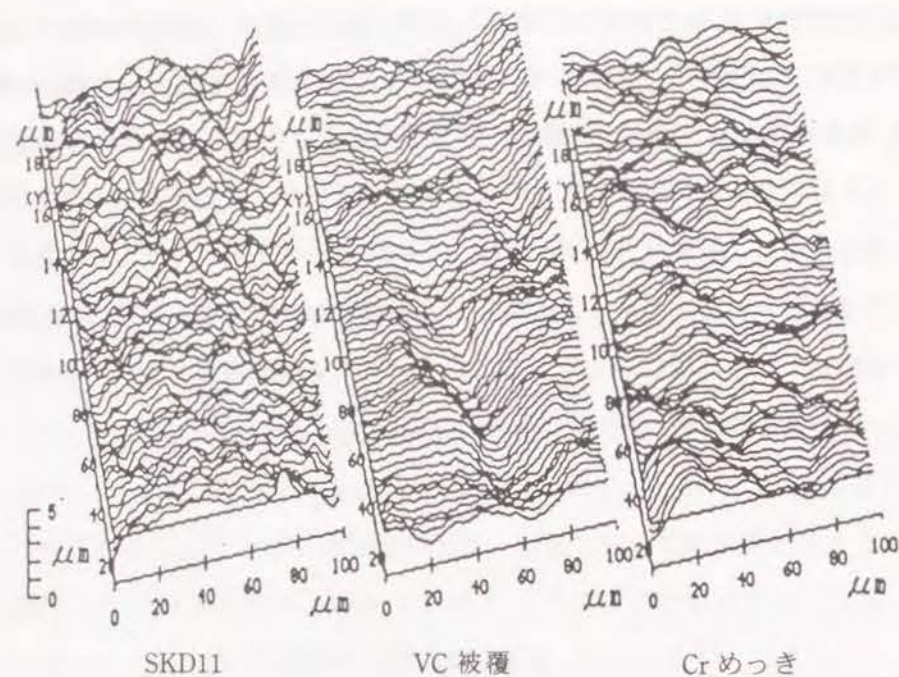
* 面圧 = 荷重 / 見かけの接触面積

供試工具材料を表4-2に示す。合金工具鋼 (SKD11) とこれを母材とする VC 被覆材及び硬質クロム (以下 Cr) めっき材である。工具表面粗さは 0.08 μm Ry の鏡面から 30 μm Ry 程度の粗面までを用意した。熱処理後仕上げ加工された工具の使用表面をショットブラストで荒らした後それぞれの表面処理を施した。上記鏡面の工具では仕上げ加工のまま表面処理し、被覆後ラップ仕上げして所定の粗さを得た。その他の粗さでは表面処理前後ではほぼ同一の粗さであったため、表面の付着物を除去する目的で軽く研磨 (エメリ一紙; #2000) して試験に供した。なお上下のダイスの表面粗さの平均を供試粗さとし、各粗さでの実験を数回繰り返した。

表4-2 供試工具材料

母 材 (熱処理)	冷間ダイス鋼 (SKD11, 59 ~ 61HRC) 1298K × 30min, 油焼入れ, 453K × 1h, 焼戻し		
皮膜	—	VC	硬質 Cr めっき
被覆条件	—	1298K × 4h, 油焼入れ 453K × 1h, 焼戻し	30A/dm ² × 2.5h, 323K
皮膜厚さ / μm	—	8	40
表面粗さ / μm Ry	0.08, 2, 5, 13.5	0.08, 0.55, 1.5, 4.2, 5.5, 13.8, 16, 31	0.08, 0.2, 2.4, 6.5, 10

図4-1に供試工具表面の観察結果の一例を示す。同じ粗さを持つ表面であっても、3次元粗さ測定のプロフィールや走査型電子顕微鏡観察から凹凸形状や周期が異なることがわかる。SKD11は鋭角的な凹凸で、VC被覆材の表面は比較的滑らかで陥没した部分が多い特徴を持ち、Crめっき材の表面は皮膜形成に伴う球面が集合した形状になっている。このような表面形態の特徴は表面粗さが異なっても同様に認められた。



(a) 工具表面の3次元形状曲線



(b) 工具表面のSEM観察結果

図4-1 供試工具材表面の特徴

25 μm

4.3 実験結果及び考察

4.3.1 見かけの摩擦係数の行程変化

$P=2.46\text{kN}$ で軟鋼を引抜いたときの、引抜き距離 L に対する見かけの摩擦係数 μ_a の変化を工具材料別にまとめて図4-2に示す。それぞれの曲線は各条件で行った数回の実験のうち最も典型的なものである。また実際の μ_a の変化は振幅の小さい高周波成分を伴っているがここでは省略してある。第2章でのべたように、 μ_a の増減は焼付きの変化にほぼ対応すると考えられる。

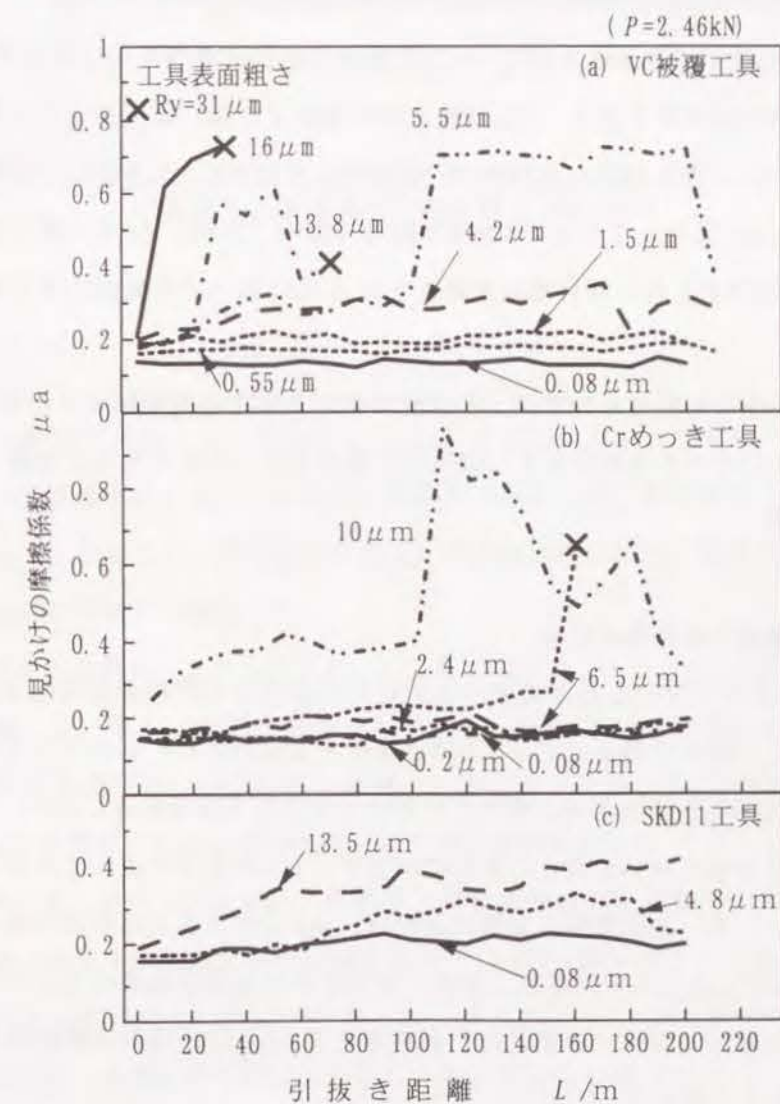


図4-2 引抜き距離に伴う見かけの摩擦係数の変化に及ぼす工具材料と工具表面粗さの影響 (被加工材: SPCC)

VC被覆工具においては(図4-2-a), 表面粗さ $0.08\mu\text{m}$ から $1.5\mu\text{m}$ までは L に伴う μ_a の上昇がほとんど認められず, 安定した値を示している. ただし μ_a の絶対値は表面粗さの増加とともに大きくなっている. 表面粗さが $4.2\mu\text{m}$ を超えると μ_a は L とともに漸増するようになり, $5.5\mu\text{m}$ と $13.8\mu\text{m}$ では漸増の途中で急激に上昇する現象がみられた. 急増後は高い μ_a でしばらく安定するが, 行程が進むと μ_a は急減して初期の漸増曲線を延長した値近くまで低下した. $13.8\mu\text{m}$ では再上昇の途中で被加工材が破断している. さらに表面粗さが増加すると μ_a は引抜き開始直後から急増し, $31\mu\text{m}$ では被加工材が工具に固着されて破断した. このように工具表面粗さによって μ_a の行程変化が①低摩擦安定型②漸増型③急増型の3形態をとることがわかる.

Crめっき工具では表面粗さ $6.5\mu\text{m}$ で低摩擦安定型と漸増型が並存した(図4-2-b). この粗さが両型の境界であり, VC被覆工具の場合より粗い面であっても低摩擦状態を維持することがわかる. SKD11工具では(図4-2-c)表面粗さ $4.8\mu\text{m}$ で漸増型となっているが, $13.5\mu\text{m}$ になっても μ_a の急増は起こらない. ただしCrめっき工具では摩耗痕が認められ, SKD11工具の場合は表面粗さ $0.08\mu\text{m}$ においても被加工材の凝着が生じていた.

工具材料本来の耐焼付き性では, 表面粗さ $0.08\mu\text{m}$ での結果が示すとおり, VC被覆材が優れているがそれを発揮させるには他の工具材料以上に表面粗さに留意する必要があることがわかる.

4.3.2 被加工材の損傷形態

VC被覆工具で引抜いたときの被加工材料の表面粗さの行程変化を図4-3にまとめた. これらの変化の傾向は図4-2の μ_a の行程変化とよく対応している. いずれの工具表面粗さにおいても引抜き開始直後の被加工材料の粗さは工具表面粗さに近い. μ_a が安定または漸増時には被加工材料の粗さの変化は小さく, μ_a の急増によって被加工材料の表面粗さが増大している. 表面観察の結果によれば, $4.2\mu\text{m}$ 工具の場合部分的に激しいかじり傷が生じ, $5.5\mu\text{m}$ 工具では被加工材料の表面全体で損傷が顕著になっている. また引抜き開始直後に被加工材料が破断した工具表面粗さ $31\mu\text{m}$ の場合は摺動損傷ではなく工具表面が転写されて粗面化していた.

対応する工具表面の観察では工具粗さ $0.55\mu\text{m}$ まで被加工材料の凝着はほとんど認められず, $4.2\mu\text{m}$ で全面に凝着し, $5.5\mu\text{m}$ で最も顕著に凝着していた. 高い μ_a の状態

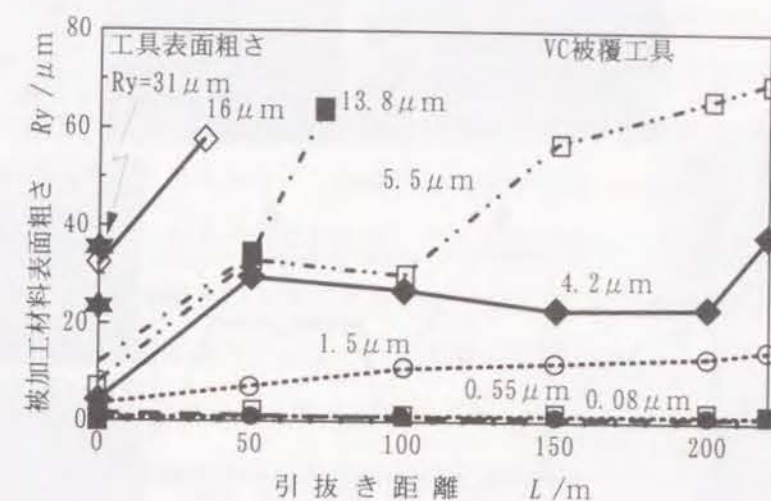


図4-3 引抜きに伴う被加工材表面粗さの行程変化に及ぼす工具表面粗さの影響 ($P=2.46\text{kN}$)

が長く続くと凝着が多いようである. $31\mu\text{m}$ の粗さでは, 被加工材料が最初に接触し, 摺動しやすい工具の入口付近だけに凝着していた. 工具全面に凝着するようになると凝着物の成長によって被加工材の接触面積が増加する特徴がみられた. 凝着が少ないときには工具表面の凹部に凝着物が存在した.

μ_a の行程変化が最も大きかった $5.5\mu\text{m}$ 工具の場合について上工具側の被加工材料の損傷過程を調べた. 図4-4に観察結果を示す. $L=100\text{m}$ までの漸増段階を過ぎ, μ_a が高い状態のとき損傷が著しいことがわかる. この状態が終わり μ_a が急減した $L=220\text{m}$ 時点では μ_a の急増前の被加工材料表面とよく似た状態であった.

μ_a の急増が見られた $5.5\mu\text{m}$ 以上の粗面工具の断面組織を試験後に観察したところ, いずれの工具においても被加工材料の接触部分ではVC皮膜はほとんど残っておらず, ところどころ凹部に残存していただけであった. 同じように μ_a の急増がみられたCrめっき工具の場合もめっき層の脱落が認められた. そこで $10\mu\text{m}$ 粗さのCrめっき工具を用い, 引抜き加工中に試験を中断して工具表面の損傷過程を観察した. 図4-5に中断までの μ_a の変化と断面組織観察結果を示す. μ_a が漸増段階にある 50m (A) 及び μ_a が急上昇中

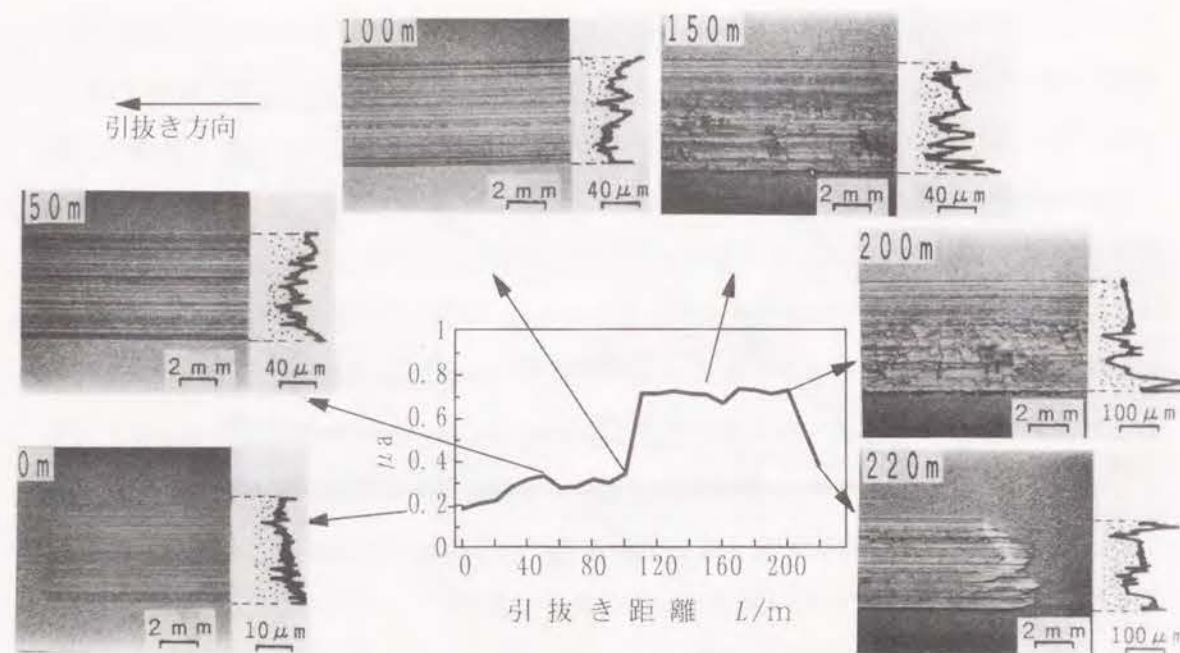


図4-4 摩擦係数の著しい変化に対応した被加工材表面の観察
(VC被覆工具, $P=2.46\text{kN}$)

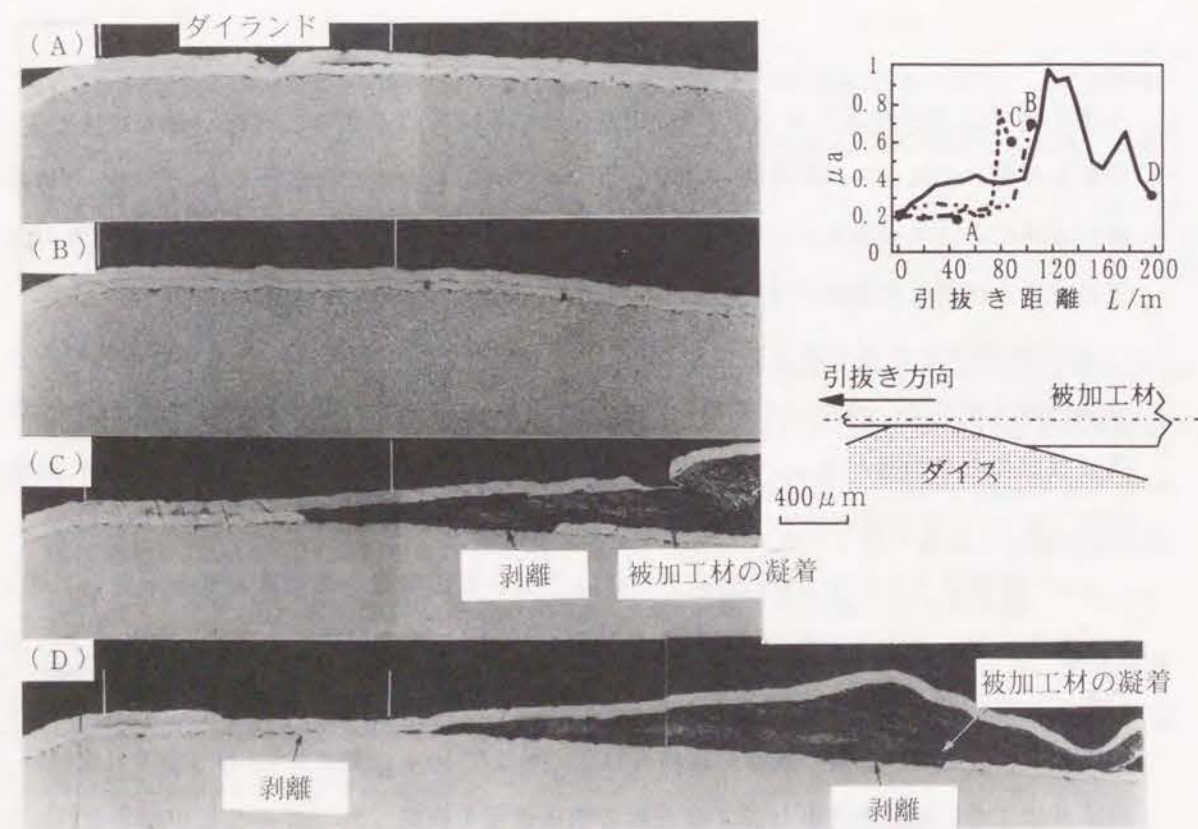


図4-5 摩擦係数の急増前後におけるダイスの表面皮膜剥離状況の断面観察
(硬質クロムメッキ工具, $P=2.46\text{kN}$)

(B)に引抜きを中断したときには、工具表面への凝着が少なく、めっき層も健全である。 μ_a が上昇した後さらに15m (C) 及び引き続いて200m まで (D) 引抜き加工した場合は凝着量が急増し、ダイスアブローチ部とランド部の境界を起点にして、めっき層が剥離していた。したがって μ_a の急激な上昇はめっき層の剥離のような工具側の突発的な変化のために起こったのではなく、漸増段階の安定な凝着状態が何らかの原因で破れ、加速度的な凝着へ進行したものと思われる。この原因については例えば温度上昇、あるいは凝着量が考えられるが詳細は不明である。その後高い μ_a が維持される間、工具表面に負荷される大きな摩擦せん断力によってめっき層が剥離したものと思われる。

VC被覆工具において同様の中断実験を行ったところ、VC層の消失も高い μ_a の継続に伴う結果であることが確かめられた。ある粗さレベルになると硬質皮膜の剥離や脱落をもたらすような激しい摩擦状態を引き起こすことは明かであり、この点からも表面粗さの重要性が再認識される。

4. 3. 3 μ_a に及ぼす工具表面粗さの影響

図4-2から求めた、VC被覆工具における引抜き試験開始時の μ_a と試験中の μ_a の最大値とを、工具表面粗さに対して整理した結果を図4-6に示す。これから μ_a の変化に対する寄与度によって工具表面粗さを3つの領域に分けて考えることができる。1つは試験中 μ_a がほとんど増加しない表面粗さの領域 (I)，1つは試験中に μ_a が著しく増加する領域 (II)，最後は試験開始直後に被加工材料を固着する領域である (III)。前述したように第I領域は工具に被加工材料の凝着が無く、したがって被加工材料の損傷もない領域で、最も望ましい表面粗さ範囲といえる。第II領域は被加工材料の凝着が徐々に増加し、成長と脱落を繰り返しながら最終的には著しいかじり傷を被加工材料に形成させる領域である。工具表面状態としては避けたい粗さ範囲である。

μ_a の初期値や最大値で他の工具材料と比較した結果を図4-7に示す。VC被覆工具では粗さ依存性が高いけれども、本来の特性が良好なため $4\mu\text{m}$ 程度まではSKD11より低く、 $0.5\mu\text{m}$ 程度までの表面粗さであればCrめっきより低い μ_a である。SKD11工具では μ_a のレベルは高いが粗さ依存性が小さいこと、Crめっき工具は両者の間で数 μm 程度の粗さまで特性が発揮されることがわかる。

試験後のダイス表面観察結果によれば、SKD11ダイスでは被加工材料の凝着による谷部の埋立てと摩耗による山部の削り取りによって粗面は平坦化する。同様にCrめっきで

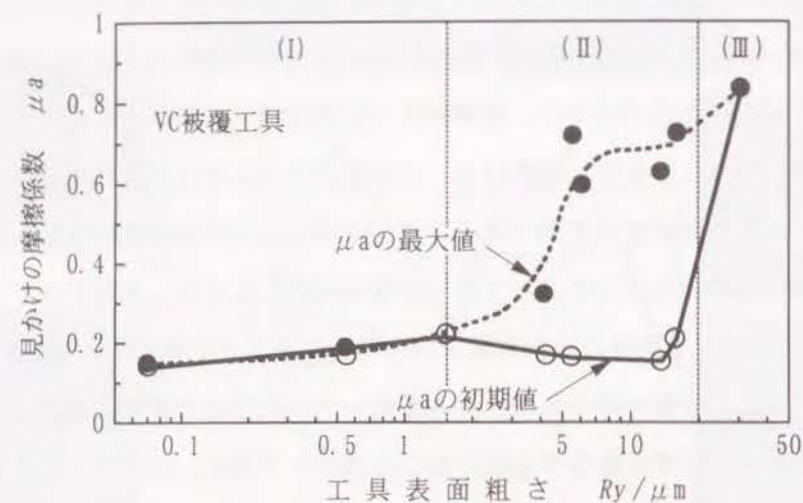


図 4-6 試験開始時の摩擦係数及び最大摩擦係数に及ぼすダイス表面粗さの影響 (VC 被覆工具, $P=2.46\text{kN}$)

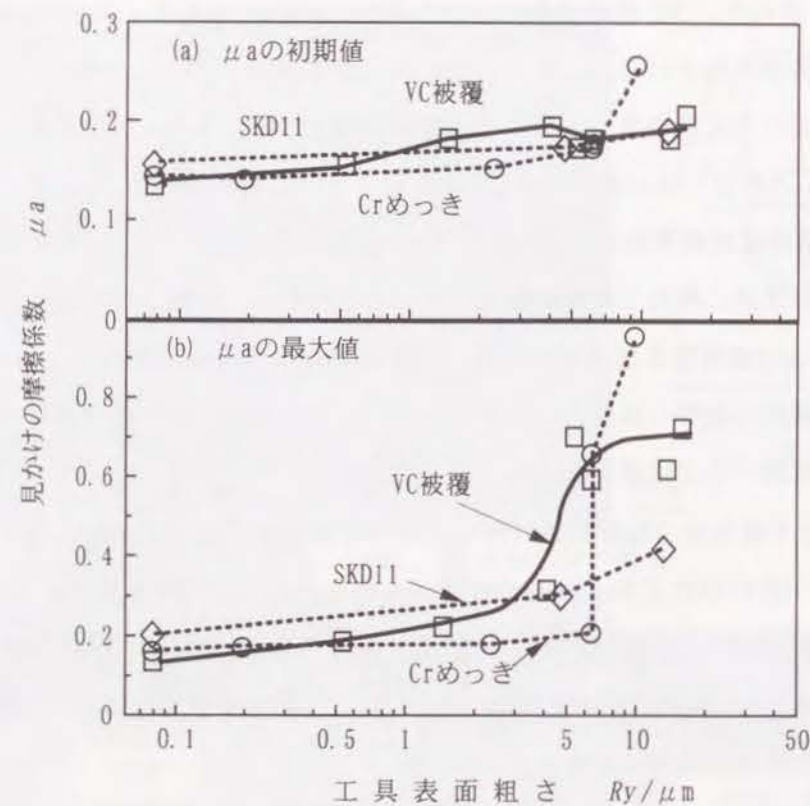


図 4-7 試験開始時の摩擦係数及び最大摩擦係数に及ぼすダイス表面粗さの影響 (工具材料による違い, $P=2.46\text{kN}$)

は摩耗によって山部が平坦化する。このため両者の粗さ依存性が小さくなるようである。VC 被覆工具では耐凝着性、耐摩耗性ともに優れるため粗さ依存性が強いと考えられる。

これらの領域や傾向は加工条件や潤滑条件などに依存して変化すると考えられる。以下この点を検討する。

4. 3. 4 圧下力の影響

$P=7.39\text{kN}$ (平均面圧: 628MPa , $Re=12\%$) で引抜き試験を行ったときの μ_a の行程変化を図 4-8 に示す。VC 被覆工具の場合を $P=2.46\text{kN}$ (平均面圧: 490MPa , $Re=1\%$) の時と比較すると、上記第 I 領域の表面粗さ範囲はほとんど変化しない。しかし第 II 領域であった $4\mu\text{m}$ 粗さは、 μ_a が早期に急増し第 III 領域に位置づけられた。高圧力条件下では μ_a の工具表面粗さ依存性が大きくなるといえる。

Cr めっきや SKD11 では VC 被覆に比べて小さい粗さで第 II、第 III 領域に移行している。高圧力下では材料本来の特性の影響が大きいようである。

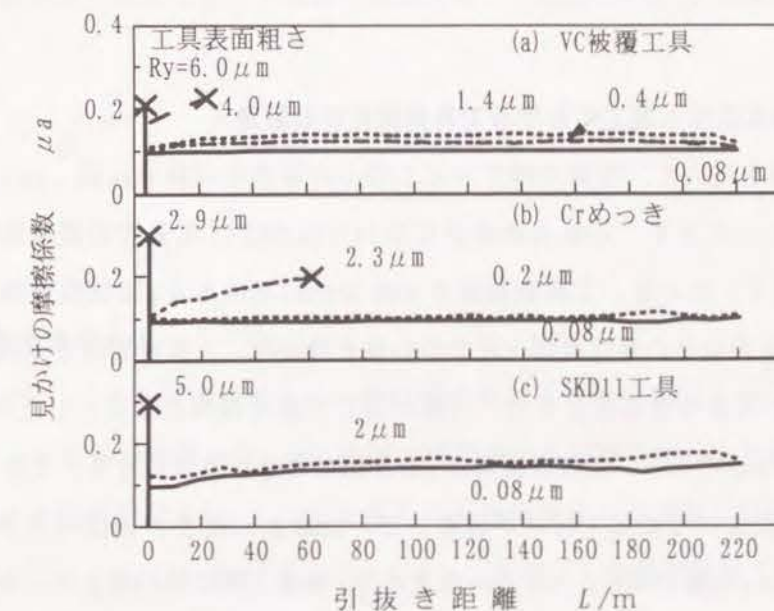


図 4-8 引抜き距離に伴う見かけの摩擦係数の変化に及ぼす工具材料と工具表面粗さの影響 (被加工材: SPCC, $P=7.39\text{kN}$)

凝着が著しくなる引抜き距離を工具表面粗さに対してまとめ、図4-9に示す。これによれば圧下力が小さく、工具表面が滑らかなほど著しい凝着に移行しにくいことがわかる。

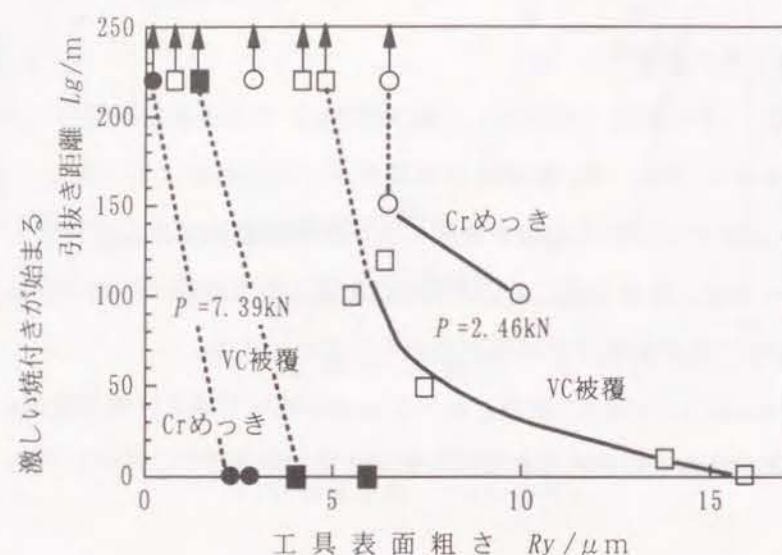


図4-9 著しい焼付きの発生に対する工具材、工具表面粗さ、圧下荷重の影響

4. 3. 5 アルミニウム加工における工具表面粗さの影響

VC被覆工具を用いて、工業用純アルミニウムの薄板を引抜き試験したときの μ_a の行程変化を図4-10に示す。0.08 μm 粗さについてはSKD11工具での結果を併記した。P = 1.47 kNで圧下したとき、工具表面粗さ0.08 μm における μ_a は試験開始直後にやや増加傾向にあるもののその後はほぼ一定の低い値を取った。工具表面粗さが増加すると試験開始時の μ_a が大きくなるとともに、行程に対して漸増傾向となる。したがって μ_a の絶対値も大きくなっていく。工具表面粗さ0.8 μm で凝着が顕著になり、1.75 μm では凝着が著しく、行程途中で被加工材料が破断した。0.08 μm 粗さのSKD11工具ではVC被覆工具に比べて μ_a の値が高く、0.8 μm 粗さのVC被覆工具に近い値となった。

P = 2.46 kNの場合においても上記特徴が見られるが、全体に μ_a が大きいこと、より小さい工具表面粗さで被加工材料の破断をもたらす点が異なっている。

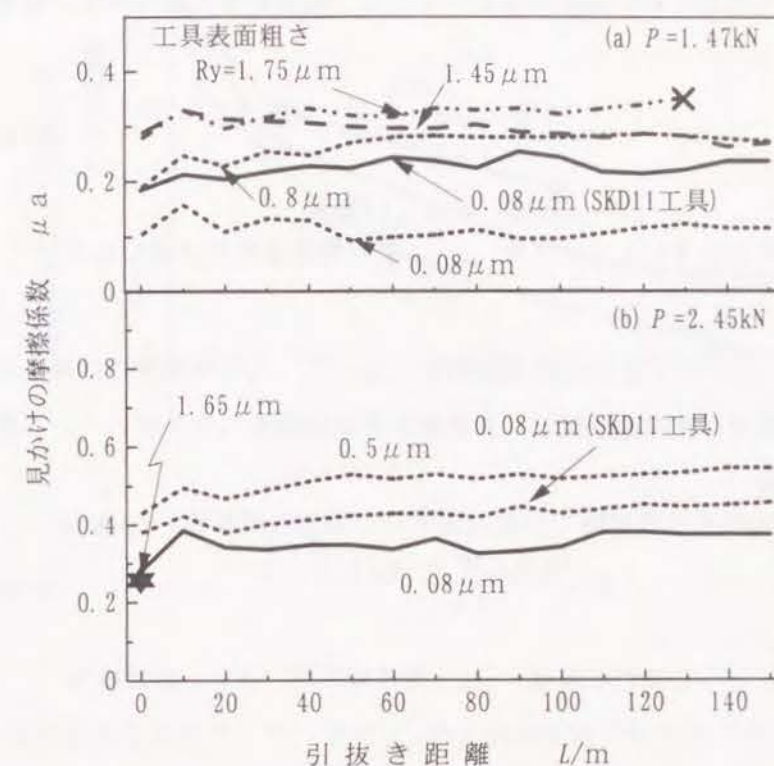


図4-10 引抜き距離に伴う見かけの摩擦係数の変化に及ぼす荷重と工具表面粗さの影響（被加工材：A1050-H24、VC被覆工具）

4. 3. 6 潤滑油の影響

図4-11には μ_a の工具表面粗さ依存性の潤滑油による違いを示した。動粘度 ν が異なるパラフィン系鉱物油を用いて、VC被覆工具で引抜き試験を行ったときの、試験開始時の μ_a (μ_o)と平均的な μ_a (μ_a :安定値もしくは漸増時の平均値)を比較したものである。まず μ_o では、 $\nu = 15 \text{ mm}^2/\text{s}$ でいくぶん μ が低下し効果が認められたが、 $\nu = 100 \text{ mm}^2/\text{s}$ でさらに低下することはなかった。 μ_a では $\nu = 15 \text{ mm}^2/\text{s}$ で、2.5 μm 以上の工具表面粗さに対して低減効果があるが、 $\nu = 100 \text{ mm}^2/\text{s}$ では効果が認められない。

潤滑油の効果を引き出すには導入と補修特性が重要といわれている。一般に圧延や引抜き加工のダイス入口における油膜厚さ (h) は、表面が滑らかな場合、粘度一定と仮定すると¹²⁾、

$$h = \frac{3 \eta_0 (U_0 + U_1)}{\alpha p_1} \quad (4-1)$$

η_0 : 粘度, U_0, U_1 : ロール周速, 板の入口速度,
 α : 板と工具で形成されるくさび角, p_1 : 板の塑性変形に必要な圧力

で与えられる。この式によれば粘度の増加によって、入口油膜厚さは厚くなる。一方一旦導入された潤滑油が荷重を分担し、スクイーズ効果が働いてマイクロプールを形成する。

この場合も、式¹³⁾

$$h = \left[\frac{6 \eta_0 W (b - x_c)^2}{2k} \right]^{1/3} \quad (4-2)$$

W : 圧縮速度, b : 工具の接触幅, x_c : 塑性域の幅, $2k$: 降伏応力

によって、粘度の増加とともに厚い油膜が形成される。しかし今回の試験条件では粘度の

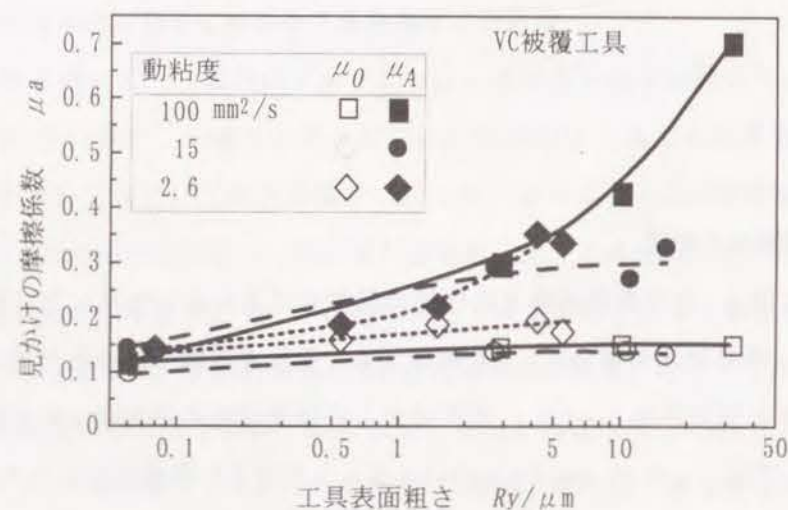


図 4-11 摩擦係数と表面粗さの関係に及ぼす潤滑剤粘度の影響
 (被加工材: SPCC, $P=7.39\text{kN}$)

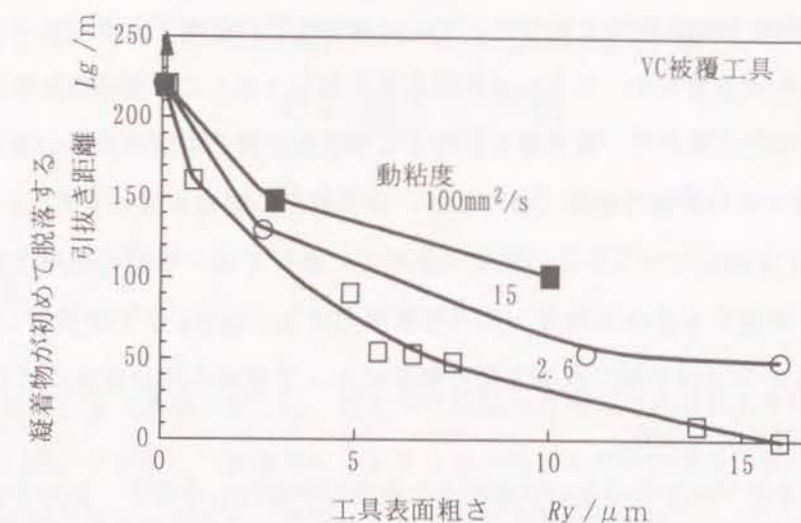


図 4-12 凝着物の脱落しやすさに及ぼす潤滑剤粘度の影響

影響はほとんど認められなかった。また μ_a の工具表面粗さ依存性に対して潤滑油はほとんど影響しなかった。今回の粘度範囲では、工具の粗さに基づく摩擦係数の増加を抑える効果はなかったといえる。

図 4-12 では凝着物が工具表面から最初に脱落した距離を評価尺度とした。これに対しては高粘度油の方が凝着を抑える効果があるようである。観察結果では、焼付きによって工具表面に堆積する被加工材は、ほぼ同じ堆積高さで脱落する。高粘度油には被加工材の堆積速度を遅らせる効果があるようである。 μ_a については、式 (4-1) から推測されるほど顕著な差はみられないが、 L_g についてみると式 (4-1) により η_0 の大きい方が導入される潤滑油量が多いことが示唆される。

4.4 結 言

引抜き形の摩擦試験機を用い比較的長距離の摺動実験を行って、焼付き挙動に対する工具表面粗さの影響を検討した結果以下の点が明らかになった。

- 1) 摩擦係数の引抜き行程変化に対して工具表面粗さの影響が大きく、そのレベルによって異なった寄与をする。すなわち表面粗さの増加とともに摩擦係数は低摩擦安定型、漸増型、急増型に変わり、漸増型と急増型では被加工材の凝着や損傷が著しくなる。
- 2) VC 被覆工具は耐焼付き性に優れるが、表面粗さの影響を受けやすく、Cr めっき工具や SKD11 工具に比べて小さい粗さで急増型に移行する。性能を発揮させるには表面粗さに十分留意する必要がある。本研究範囲では $1\text{ }\mu\text{m Ry}$ 以下が望ましい。Cr めっきや SKD11 工具では摩耗や被加工材の凝着によって表面の凹凸が小さくなるため見かけの依存性は小さくなる。
- 3) 高荷重条件ではより小さい表面粗さで急増型に移行しやすく、被加工材の損傷も生じやすい。一方 VC 被覆材の粗さ依存性は他の工具材に比べ低くなる。
- 4) アルミニウムの加工においては軟鋼と比較して工具表面粗さの影響を受けやすい。
- 5) 摩擦係数の表面粗さ依存性に対する潤滑油粘度の影響は小さいが、高粘度の方が初期の凝着の成長が遅れる。

参考文献

- 1) Arai, T. & Tsuchiya, Y.: Metal Transfer and Galling in Metallic Systems, ed. by Merchant, H. D. & Bhansali, K. J., (1986), 197, The Metallurgical Society, Inc.
- 2) 小坂田宏造・村山文明: 塑性と加工, 24-265(1983), 195.
- 3) 河合望・堂田邦明・安田彰男: 機論 C, 50-457(1984), 1664.
- 4) 後藤善弘・若杉昇八: 塑性と加工, 30-337(1989), 246.
- 5) Schmoeckel, D. & Frontzek, H.: Ann. CIRP, 35-1 (1986), 195.
- 6) 新井透・土屋能成: 昭 61 春塑加講論, (1986), 143.
- 7) 浦晟・榎本裕嗣・木村好次・西村允: トライボロジー会議予稿集 '92 秋 (1992), 411.
- 8) 潤滑学会: 潤滑 (特集号), 19-2(1974).
- 9) 須藤忠三・林豊・西原実: 塑性と加工, 17-190(1976), 867.
- 10) 古林忠・山口克暁・平坂正人・吉原直武: 同上, 19-204 (1978), 9.
- 11) 但馬浩一郎・早川徹・小豆島明: 平 3 春塑加講論, (1991), 389.
- 12) 日本塑性加工学会編: 塑性加工におけるトライボロジ, (1988), 73, コロナ社.
- 13) 日本塑性加工学会編: 塑性加工におけるトライボロジ, (1988), 69, コロナ社.

第5章 工業用純アルミニウムと各種工具材料との適合性評価

5.1 緒言

塑性変形をともなう摩擦対間では、新生面の出現や高面圧など潤滑条件にとって厳しい摩擦状態がしばしば出現し、潤滑不良による工具と被加工材料の直接接触による焼付きや各種の表面損傷が発生しやすい。塑性加工用工具の長寿命化を図り、さらに焼付きを抑制して良好な製品表面を得るためには、被加工材に対する工具材料のトライボロジー特性を知ることが重要である。

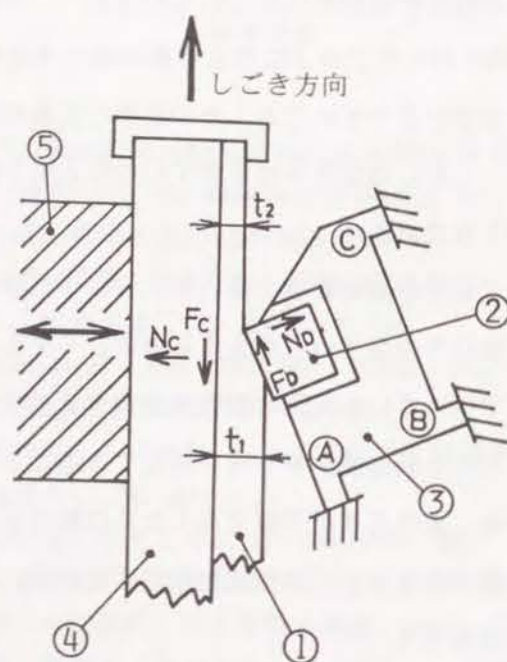
このような観点から種々の硬質層被覆材や工具材料と被加工材料との適合性の評価が行われている^{1)~5)}。しかし評価方法が異なるとその結果は必ずしも一致しない。特に被加工材がアルミニウムなどのように活性に富む金属の場合、工具材料間の相違を明らかにすることが難しく、満足される評価結果は得られていない⁶⁾。本研究においても第3章と第4章で、それぞれの目的に対してアルミニウム材料の焼付き特性を比較検討している。その結果、軟鋼に比べて焼き付きやすいこと、そのために工具の表面粗さの影響を受けやすいことが示されている。しかしなぜ焼き付きやすいのかという焼付き挙動を考察するための基礎資料としては不十分である。

そこで本章では、しごき形摩擦試験機を用いて、アルミニウムの摩擦挙動を観察、検討する。その結果として焼付きの発生から成長する過程のモデルを提示する。しごき形摩擦試験は、これまでの章で用いている実際の塑性加工法を直接利用した試験と異なり、しごき加工の形態をとりながらも断面減少率を高く設定できることや摩擦面の摩擦係数を計測できる特徴を有している。また工具が平面であるために焼付き挙動の観察が容易である。しごき加工中の摩擦係数の変化および摩擦面性状の変化から、純アルミニウムと各種工具材料間の適合性の評価を試みる。

5. 2 実験方法

実験に用いた帯板しごき形摩擦試験機⁷⁾の構造原理を図5-1に示す。被加工材①は拘束板④と一体で上方に引き上げられ、ダイス②によってしごき加工が加えられる。ダイス面上に作用する垂直力 N_D および摩擦力 F_D はしごき行程を通して連続的に同時記録される。ダイスを $8 \times 6 \times 50\text{mm}$ の角棒状に作成し、一試験ごとに長手方向にスライドし、新たな同一仕上げ面で繰返し試験ができるように工夫した。

主な加工条件を表5-1にまとめて示す。温度効果、動水力学的效果ができるだけ入らないように、しごき速度は 1 mm/s の低速で一定とした。工具材料と被加工材間の適合性をみる場合、無潤滑試験が潤滑作用の干渉もなく適当と思われるが、アルミニウムは非常に焼付きやすい材料であるため、無潤滑条件の試験結果の再現性が非常に悪い。そこで本実験では潤滑剤としてパラフィン系鉱油P4 ($95.12 \times 10^{-6}\text{ m}^2/\text{s}$ at 313K)を用いた。被加工材として、厚さ 1.0mm 、長さ 450mm の帯板を冷延板から圧延方向に採取し試験に供した。



①被加工材、②ダイス、③摩擦係数測定体、④拘束板、⑤ガイドベアリング
A: 摩擦力 F_D 測定用ビーム、B、C: 垂直力 N_D 測定用ビーム

図5-1 帯板しごき形摩擦試験機の構造原理

表5-2に被加工材、表5-3に供試工具材料の性質をまとめて示す。工具材料としては合金工具鋼 (SKD11) と、これを母材とする各種表面処理材および焼結型材を用意した。表面処理工具としてTRD法やCVD法、PVD法により各種の炭化物、窒化物を被覆したもの、浸ボロンや塩浴窒化法により鉄の硼化物 (Fe_2B) や窒化物 (Fe_3N) を形成させたものを用いた。焼結工具材料としては超硬合金2種とセラミック4種を選んだ。いずれのダイスもラッピング仕上げを施してできるだけ滑らかな面とした。実験は同一条件で3回以上繰返し、そのすべての結果を検討の対象とした。




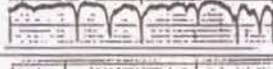

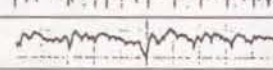
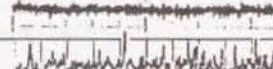
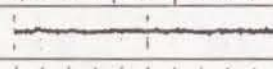
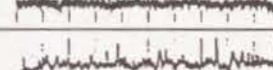
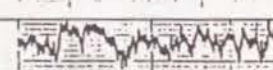
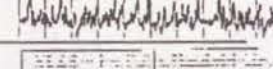

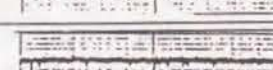
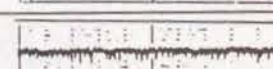






表5-1 加工条件

断面減少率	5 ~ 15%	ダイス角	10°
しごき速度	1 mm/s	しごき距離	100 mm
潤滑剤	パラフィン系鉱油 (P4) ($95.12 \times 10^{-6}\text{ m}^2/\text{s}$, 40°C)		
被加工材の形状	厚さ : 1 mm 幅 : 20 mm		

表5-2 被加工材の機械的性質および化学成分

被加工材	機械的性質	表面粗さ						
アルミニウム (A1050-H24)	引張力 : 127 MPa 伸び : 15 %	0.15 μm Ry						
化学組成 (wt%)								
Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	他	Al
0.1	0.26	0.02	<0.01	<0.01	<0.01	0.02	<0.03	99.58

表5-3 供試工具材料

工具材料及び記号		母材硬さ (HRC)	表面あらさ	Ry / μm		
合金工具鋼		SKD11 61.6		0.08		
表面処理 (SKD11母材)	TRD処理 (溶融塩浸漬法)	VC	61.4		0.03	
		NbC	61.5		0.10	
		Cr-C	61.0		0.12	
		Fe ₂ B	62.2		0.15	
		CVD法	TiN(CVD)	60.4	 	0.10 * 0.60
	TiC		59.2	 	0.12 * 0.90	
	Ti(C,N)		61.9	 	0.05 0.10	
			PVD法	TiN(I.P)	57.8	
	窒化	N	49.9	 	0.30 * 1.04	
		超硬合金	WC-9Co	90 HRA		0.05
	WC-Ni-Cr		86 HRA		0.07	
	セラミックス	7那シ	Al ₂ O ₃	1800 Hv		0.05
		窒化珪素	Si ₃ N ₄	91 HRA		0.08
炭化珪素		SiC	94 HRA		0.08	
シリコニア		ZrO ₂	1250 Hv		0.05	

5.3 実験結果および考察

5.3.1 摩擦係数-行程線図

しごき率 Re を約 5, 10, 15 % と変更した場合の, SKD11 ダイスにおけるしごき行程 h にもなう摩擦係数 μ (F_D/N_D) の変化を図 5-2 に示す. 図中の $\mu-h$ 曲線は, 同一実験条件での複数の実験結果の中からもっとも平均的なものを選んで示したものである. Re が 5% では, 初期ピークがあるものの, μ 値は全行程を通してほぼ 0.1 程度の低摩擦一定型を示している. $Re=10, 15\%$ と高まると, しごき行程初期から μ が増大し $\mu=0.4$ 前後の高摩擦一定型となる.

図 5-3 ~ 5-5 に各種工具材料における $\mu-h$ 曲線を示す. $Re=5\%$ ではいずれの工具材料でも, μ 値は 0.1 ~ 0.2 の範囲で, 全行程を通してほぼ一定の低摩擦となり, 工具材料間の差はほとんどみられない. Re が高まると, μ 値が 0.3 をこえるものが現われ, 工具材料の差が明確になってくる. 特に高摩擦への移行状態に差が生じ, しごき行程初期から高摩擦状態となるもの (TiN, 超硬など) と, 行程にともなって徐々に移行する工具材料 (TiC, Ti(C,N), VC, Cr-C, ZrO₂ など) とに類別される.

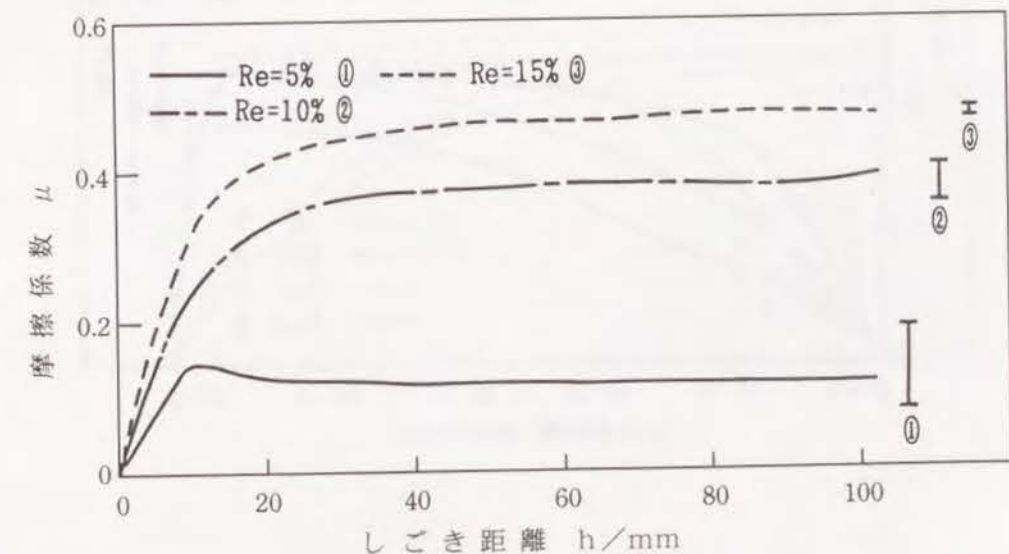


図5-2 摩擦係数-行程線図 (しごき率の影響, SKD11)

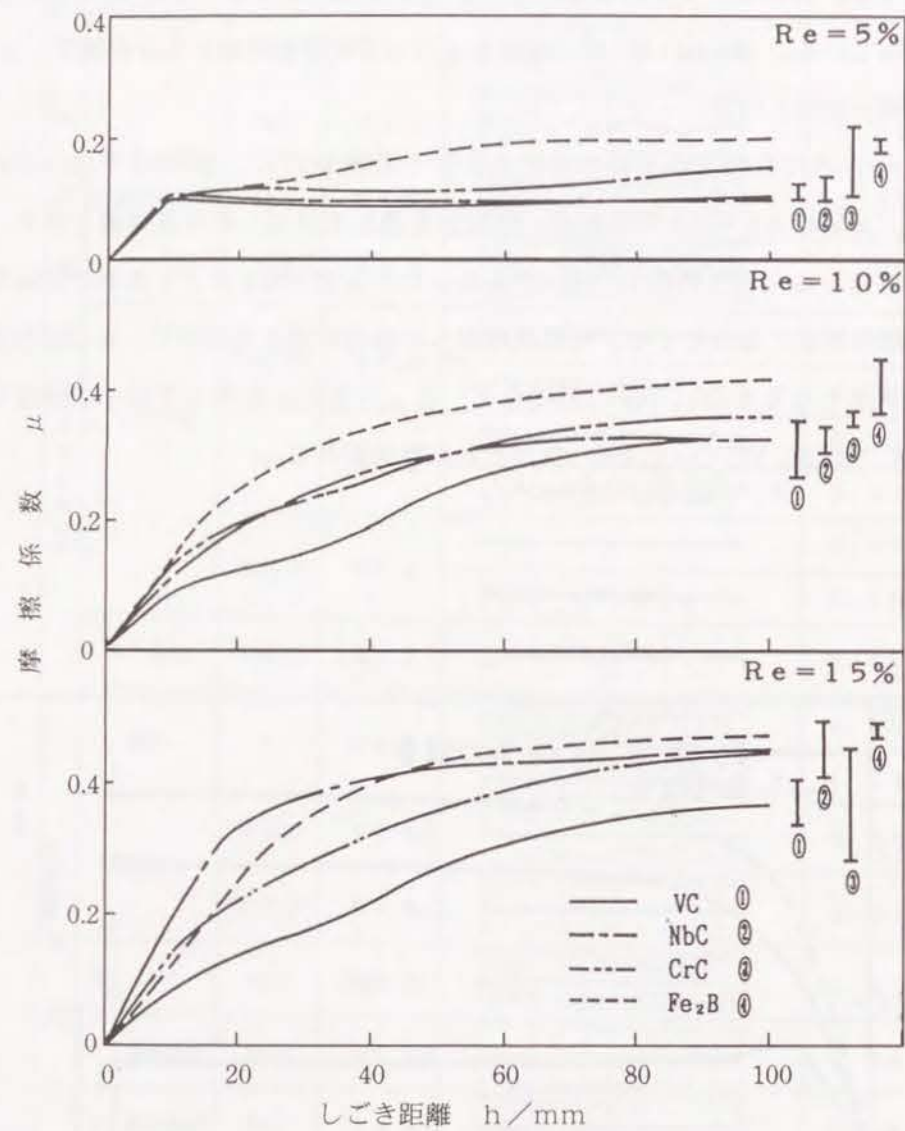


図 5-3 摩擦係数 - 行程線図 (しごき率の影響, TRD)

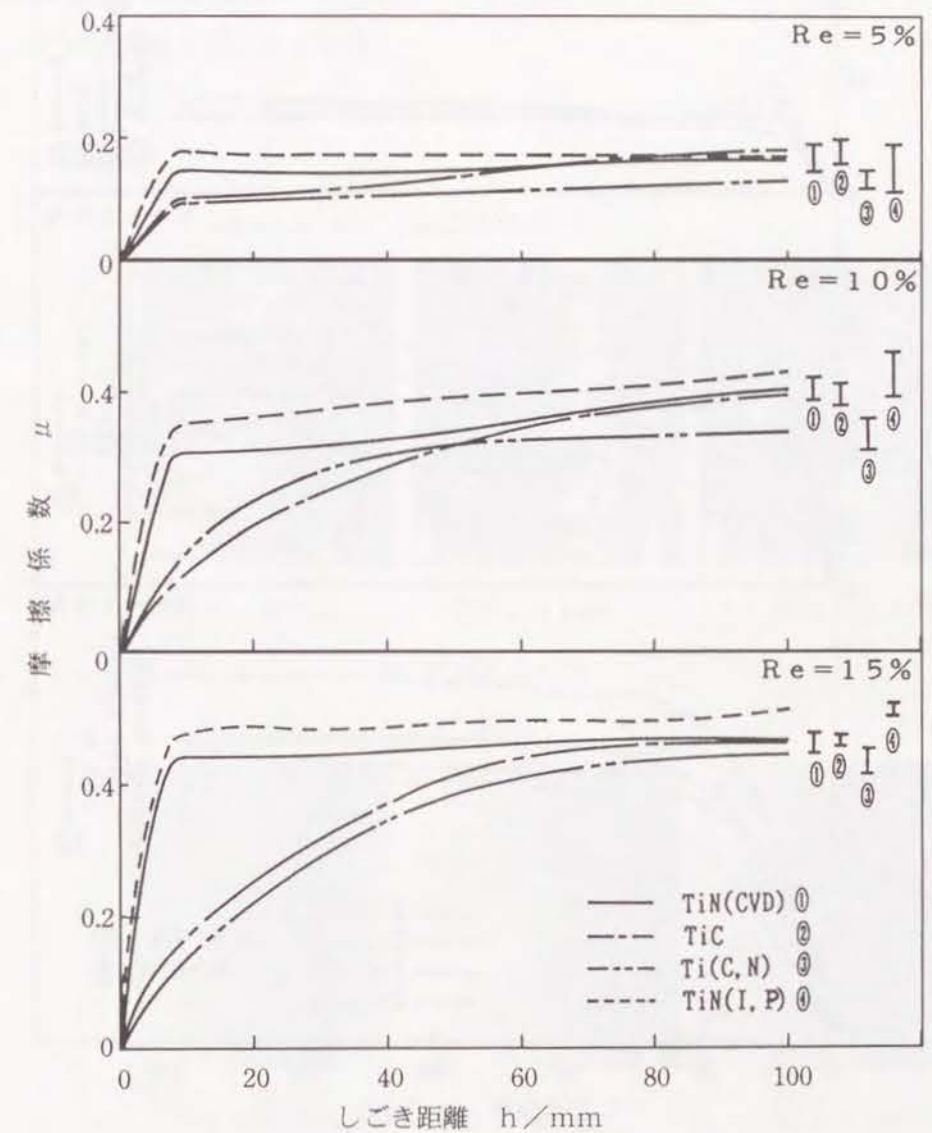


図 5-4 摩擦係数 - 行程線図 (しごき率の影響, CVD, PVD)

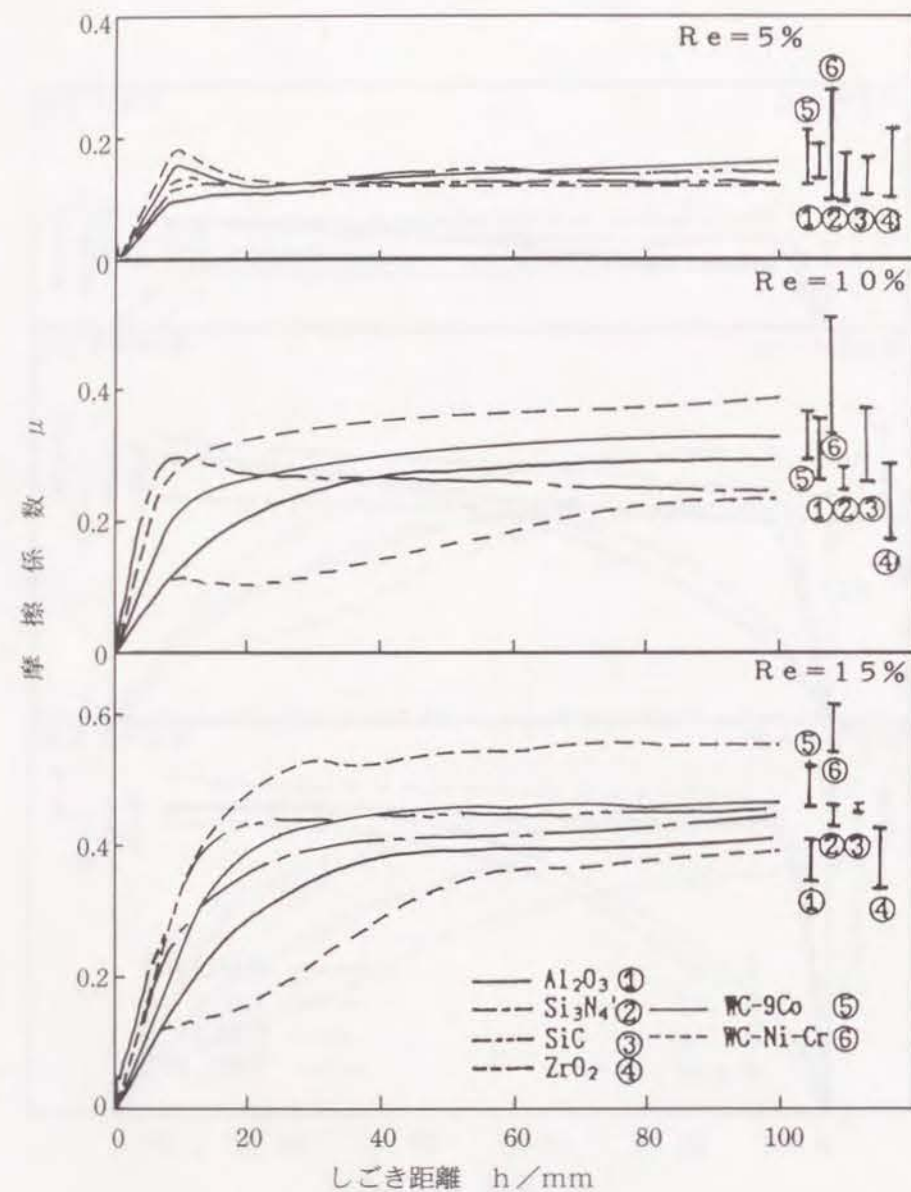


図 5-5 摩擦係数 - 行程線図 (しごき率の影響, 焼結型材)

5. 3. 2 しごき行程中における摩擦面性状

図 5-6, 5-7 は $Re=15\%$ で $h=20, 50, 100$ mm の各行程で加工を中断した場合の, ダイスおよび被加工材の摩擦面をそれぞれ示す. 焼付き性の大きく異なる SKD11 と ZrO_2 の場合について示した. SKD11 ダイス表面 (図 5-6-a) では摩擦面全面にアルミニウムの凝着がみられる. 出口部分では行程初期から凝着がみられるが, 入口部分ではしごき行程の増大とともに凝着量が多くなっている. 凝着量の増加は $h=20 \sim 50$ mm の間で大きく, μ の増加と類似傾向にあった. 一方 ZrO_2 ダイス (図 5-6-b) では $h=100$ mm の場合で入口部分のみにわずかな凝着がみられる.

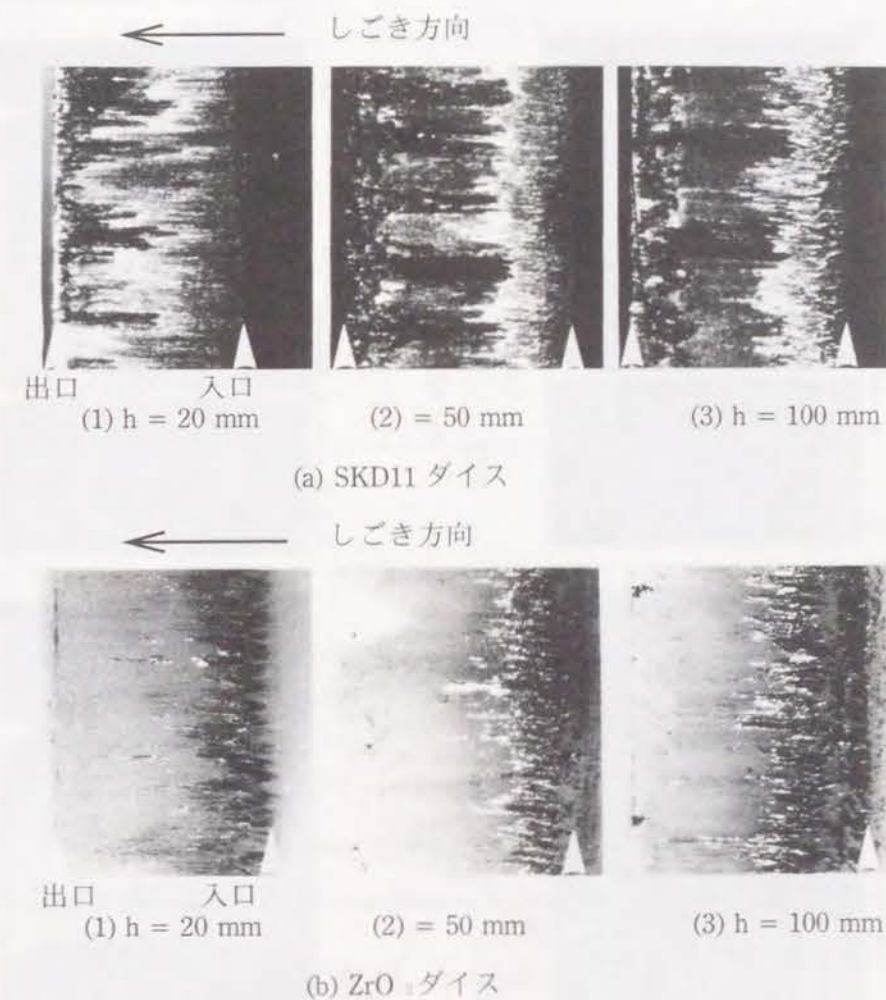


図 5-6 しごき中のダイス摩擦面の性状 ($Re=15\%$)

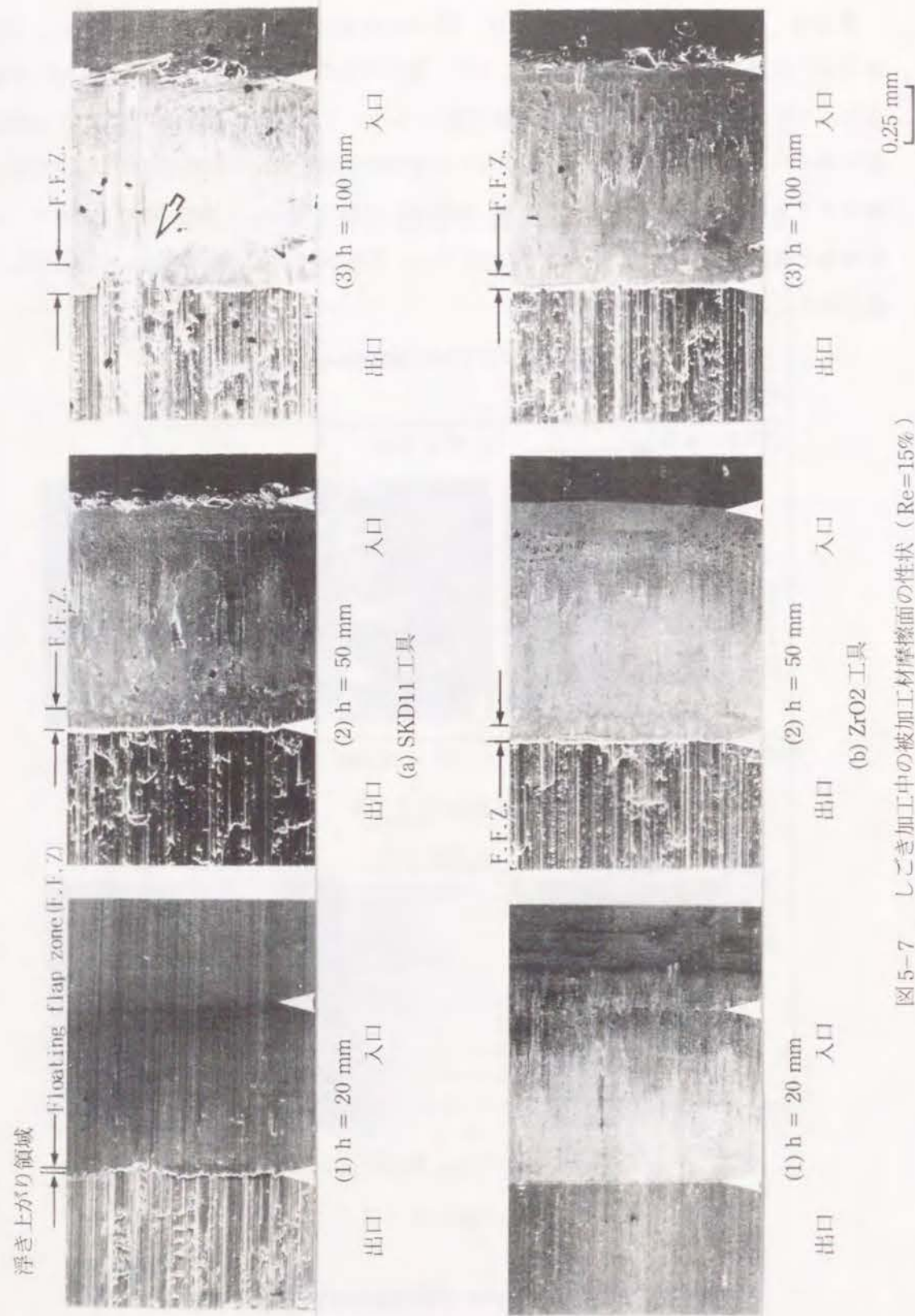


図 5-7 しごき加工中の被加工材摩擦面の性状 ($Re=15\%$)

被加工材摩擦面 (図 5-7) では、 $h=20\text{mm}$ において、元の被加工材表面がダイス接触部の中央まで持ち込まれており、この行程ではまだダイス表面と被加工材間のすべりが存在していたと思われる。 $h=50, 100 \text{ mm}$ ではダイス面の凝着状態と対応して、摩擦面の入口側にしごき方向と平行な損傷が多くみられるようになって、ここで凝着が生じたことを示している。この行程では凝着層と被加工材料間のすべりが支配的と思われる。

またダイス出口で被加工材料が浮き上がり、その範囲がしごき距離とともに拡大した。これは凝着の広がりに対応するものであるが、5.3.4 節で詳しく述べる。

5.3.3 被加工材の表面粗さ

図 5-8 に代表的な工具材料について、 $Re=10\%$ における h にもなう被加工材表面の粗さ (R_y) 変化を示す。SKD11 では $h=80\text{mm}$ まで表面粗さが増加して大きな値となっているが、炭化物被覆材やセラミック系では粗さの増加量が小さい。この点からもこれらの工具材料の耐焼付き能が優れていることがわかる。

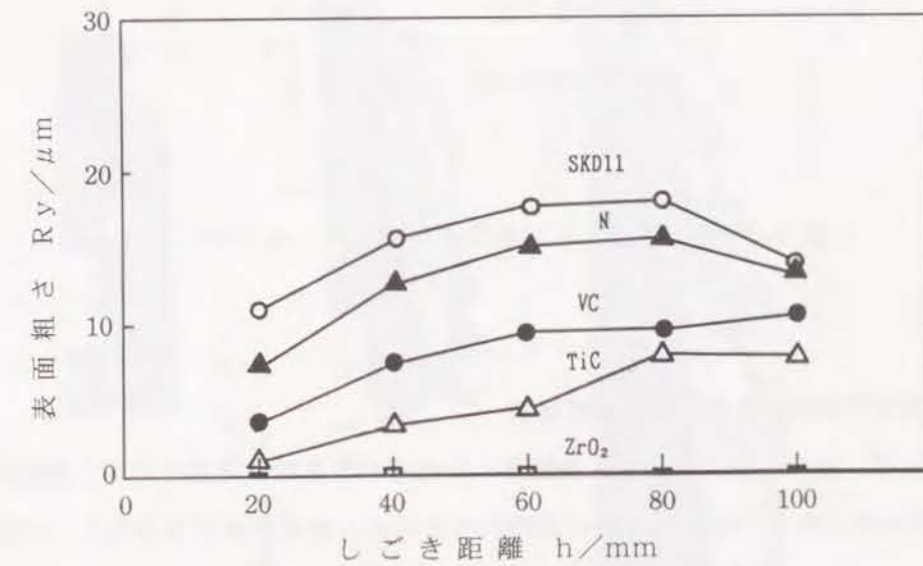


図 5-8 被加工材表面粗さのしごき行程に伴う変化 ($Re=10\%$)

図5-9に μ と被加工材料の表面粗さの関係を示す。全体の傾向は μ にともなってRyが増加しており、 μ の増加は焼付きの増加を反映している。しかし μ 、Ryともに大（SKD11）、 μ が大でRyは小（TiC）、 μ 、Ryともに小（ZrO₂）といったように、工具材料固有の焼付き状態の違いにより、両者の相関が工具材料によって異なることがわかる。

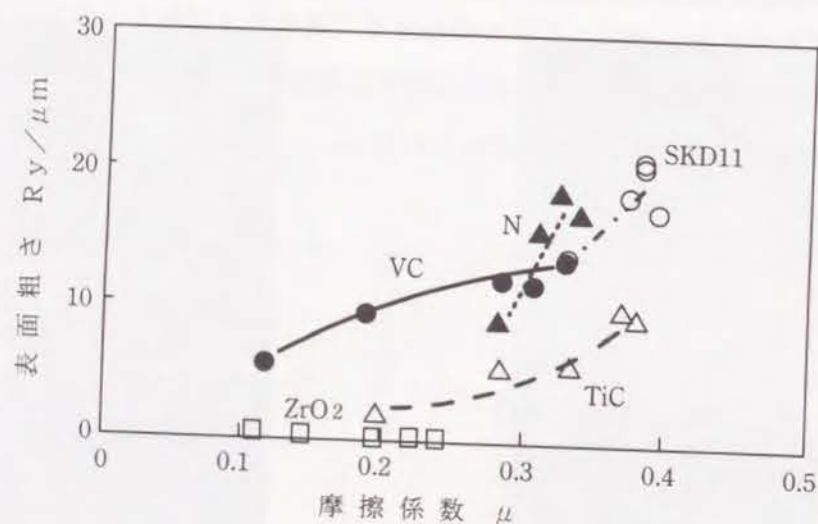


図5-9 被加工材粗さと摩擦係数の関係（Re=10%）

5. 3. 4 被加工材料の表面損傷の生成機構

図5-10には、被加工材料のダイス接触部出口付近の断面観察結果を示す。観察試料は図5-7と同一物である。出口部に塑性流動の大きいせん断変形域が形成され、それがしごき距離の増加とともに拡大している。特にSKD11ダイスの場合、 $h=20\text{mm}$ で既にせん断変形域が出現し、50、100mmで急速にこの領域が広がっている。一方ZrO₂ダイスでは、 $h=20\text{mm}$ においてこの領域の形成は認められない。その後 $h=50\text{mm}$ でせん断変形

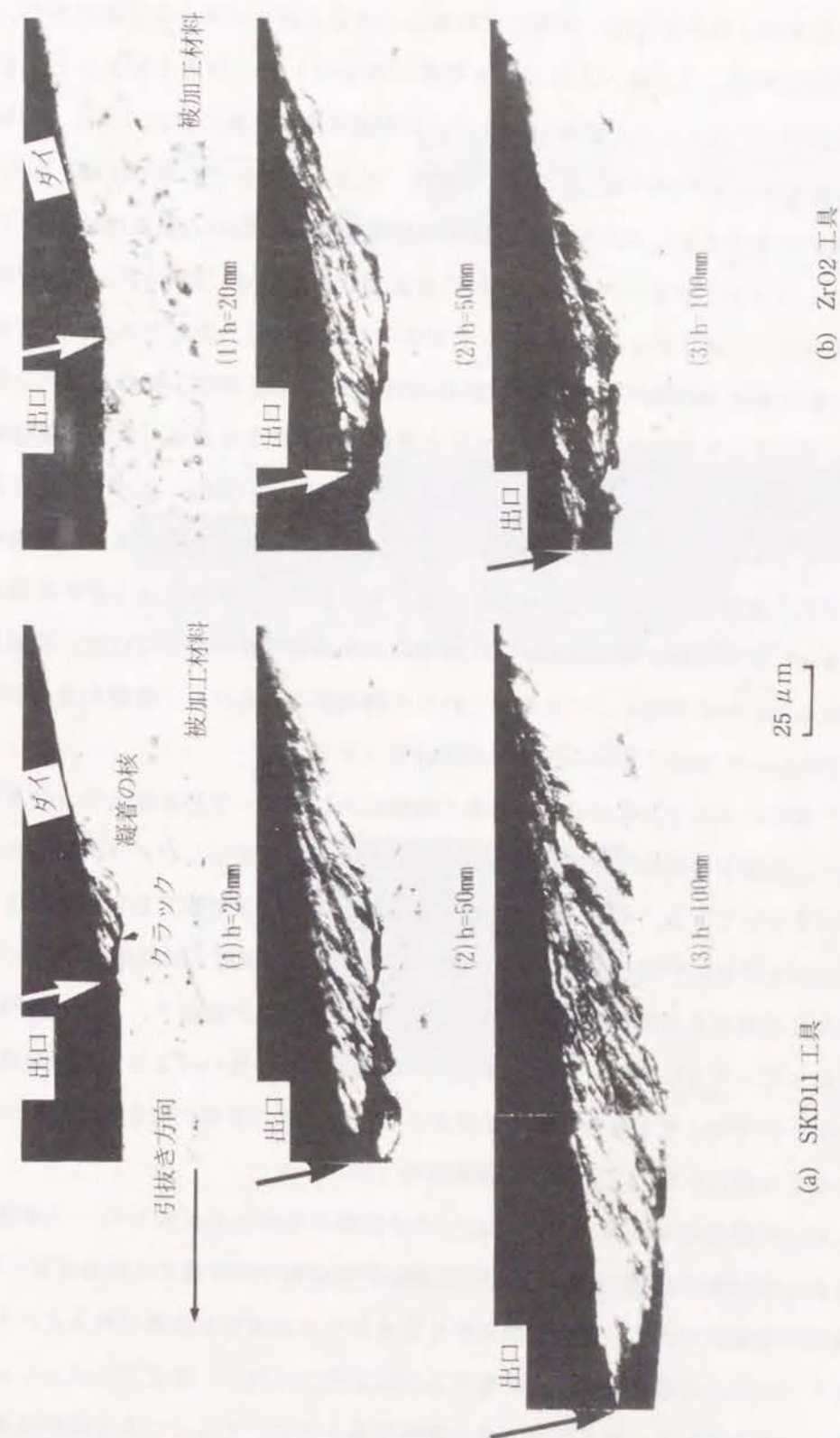


図5-10 ダイス出口付近における被加工材料の断面組織のしごき工程に伴う変化

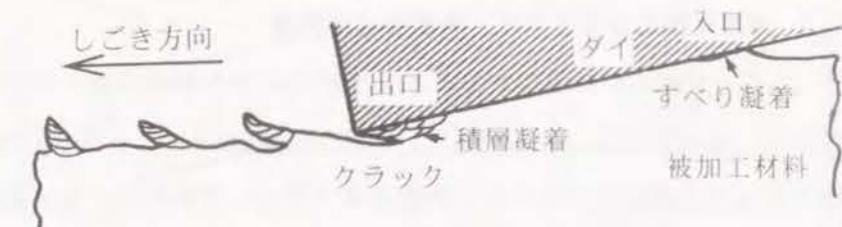
域が出現するが、 $h = 100\text{mm}$ でもほとんど拡大しておらず、しごき距離に伴うせん断変形域の発生・成長量が小さいことがわかる。

またこの領域の出口側には、被加工材の新しい表面に続くクラックが認められ、ダイスの出口方向に開口している。これは表面写真（図5-7）で「浮き上がり」と表記した部分に対応する。つまりしごき距離に伴うダイス界面の摩擦状態の悪化によって被加工材表面のせん断変形が増加すると、クラックが発生、成長し、「浮き上がり領域」も広がる。この領域が成長すると、被加工材の表面損傷が増加してくるが、これはSKD11ダイスで100mmのしごき加工を行った被加工材料の表面に認められる（図5-7-aに白抜き矢印で示す）ように、一部「浮き上がり領域」が脱落するようになるためである。以上の表面及び断面の観察結果からダイスへの凝着には、入口部における被加工材料のすべりに伴う凝着と出口部のせん断変形域の成長にともなう材料の積層による凝着（以後「積層凝着」と呼ぶ）の2形態とが認められた。「積層凝着」は摩擦状態の悪化によって発生する被加工材のせん断変形域の成長とともに増加し、この成長段階における摺り傷と積層凝着物の脱落によって、被加工材の表面荒れをもたらすと考えられる。実際被加工材料表面の断面観察（図5-11-b）では、ダイス出口から流出した積層凝着物が認められた。製品表面性状に影響をもたらす凝着形態といえる。これらの観察から得られる「積層凝着」の生成模式図を図5-11-aに示す。

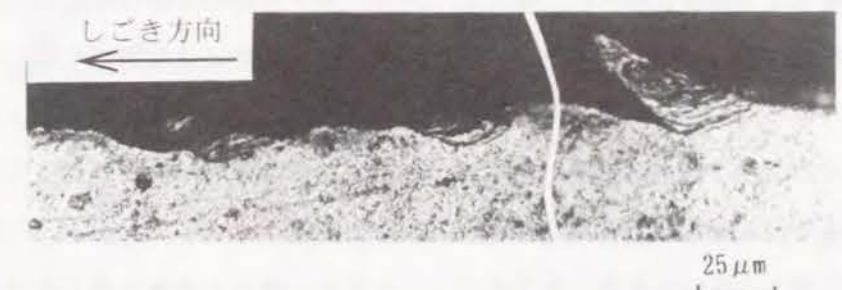
池ら³⁾はアルミニウム板材の摺動損傷の観察において、一次付着物と二次付着物の存在を認め、二次付着物の出現と板材のバルジ変形および掘り起こしタイプの損傷とがよく対応しているとしている。本研究における上記2種類の凝着形態がこれに相当すると考えられるが、バルジ変形がほとんど生じない加工初期に「積層凝着」が認められる点異なる。池らはさらに潤滑油の種類によって二次付着物の生成状態が異なり、ひいては損傷状態の違いとなっているとしたが、本研究においては工具材料の違いによって同様の結果が得られている。いずれにせよ損傷の抑制にはダイス出口付近の摩擦状態を良好に保つことが重要であることがわかる。

また以上の観察結果と図5-4の μ としごき距離の関係との比較から、「積層凝着」が現れると μ が上昇するといえる。適合性に劣る工具材料では早期に「積層凝着」が出現し、脱落までの積層数が多く、凝着部が大きくなるため μ の増加が急激であるといえる。

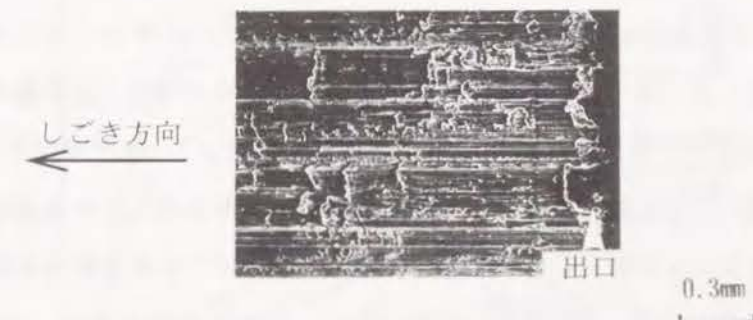
アルミニウムの凝着がなぜ容易に起こるのかについては、一般にアルミニウム自体の活性によるとされている。加えて第6章で考察するように、アルミニウムの熱伝導性との関



(a) 被加工材表面損傷の生成モデルの説明図



(b) 被加工材表面損傷の断面観察



(c) 被加工材表面損傷の外観

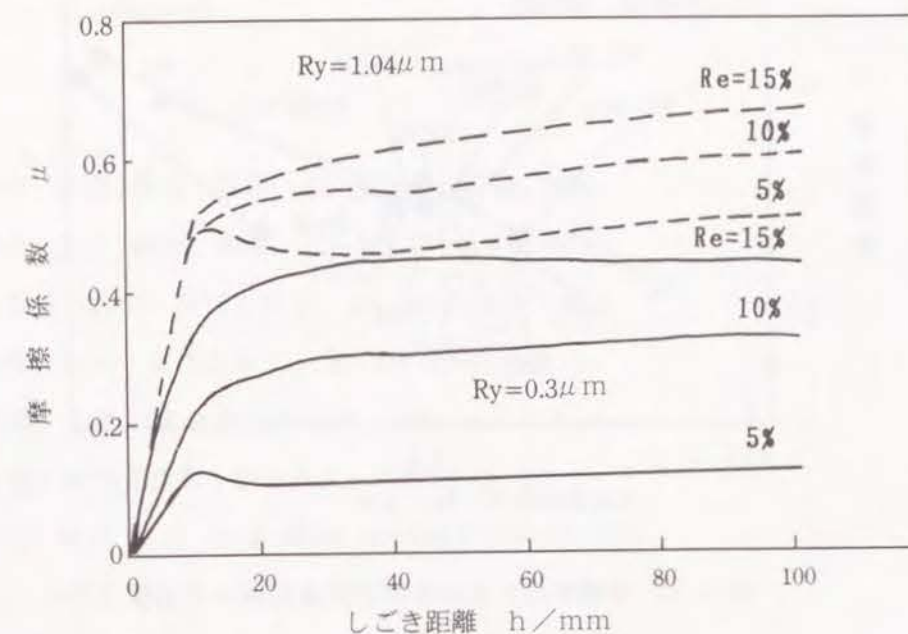
図5-11 被加工材表面損傷の形成モデルと顕微鏡観察結果

連が考えられる。アルミニウムの高い熱伝導性のために、摩擦熱が工具側よりはアルミニウム側に移動する。変形抵抗の温度依存性がアルミニウムは大きいので、表面突起の塑性変形が優先的に起こり、新生面の露出から凝着に進行するものと思われる。

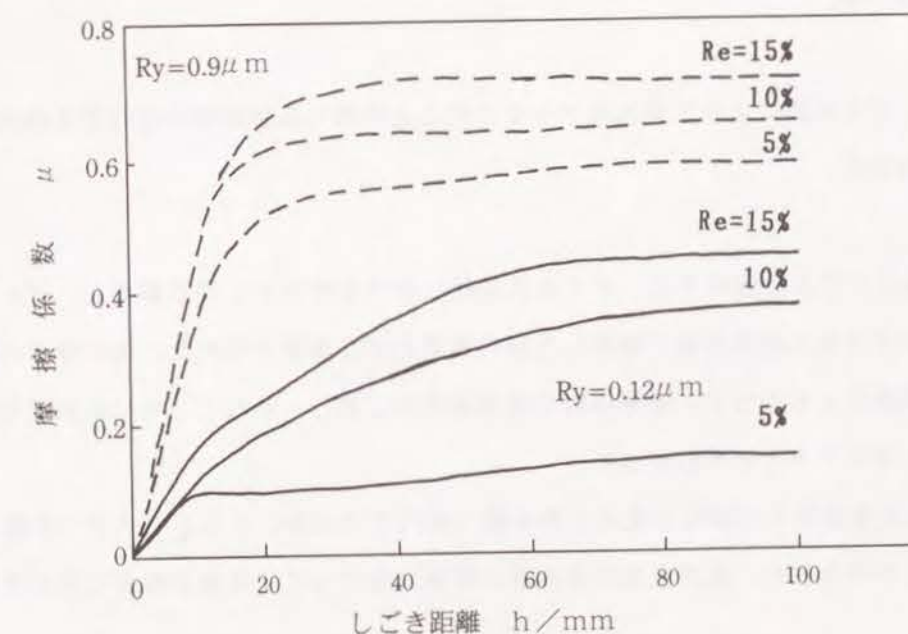
5. 3. 5 摩擦係数に及ぼすダイス表面粗さの影響

図 5-12 に、ダイスの表面粗さを変えたときの $\mu - h$ 線図の違いを 2 種類の表面処理について示す。塩浴室化材 (図 5-12-a) では $1 \mu\text{m Ry}$ と $0.3 \mu\text{m Ry}$ の違いによって μ の定常値にかなり大きな差が現れた。粗面ダイスではいずれもしごき初期に μ の増加が激しく、高摩擦で、しごき率の影響が現れにくくなっている。一方滑らかなダイスではしごき率の影響が明瞭となっている。図 5-12-b の TiC の場合、 μ におよぼすダイス表面粗さの影響はより顕著に現われ、滑らかな表面においてはしごき行程に伴う μ の増加が遅くなり、定常状態における値もかなり小さくなった。他の工具材料でも粗さの影響の程度の差はみられるものの、ほぼ同様の結果が認められる。表面処理によって μ の表面粗さ依存性が異なる詳細な理由は不明であるが、各表面処理本来の凝着特性の違いや、表面の仕上げ加工に伴う表面起伏の形成状況が異なるためと思われる。また第 4 章で検証したように、皮膜の硬さの違いも影響するであろう。いずれの場合も表面を滑らかにすることによって凝着の形態が積層凝着主体からすべり凝着主体へ変化したため潤滑油の効果が現れ、 μ が低下したと考えられる。

図 5-13 には今回評価した全ての工具材料について、しごき率 10 % における μ_{100} を表面粗さで整理した。同一工具材料で表面粗さを変化させた場合 (図中●で示す) も異なる工具材料間においても、全体に表面粗さの増加と共に μ_{100} 値が増加する傾向がある。表面粗さを考慮して工具材料の適合性を評価する必要があるが、 μ の表面粗さ依存性が異なり、またそれ以上 μ が低下しない限界の表面粗さがある⁹⁾ ため単純な比較は難しい。例えば不足点は外挿して同一粗さ $0.1 \mu\text{m Ry}$ で μ_{100} の値を比較すると、 $\text{Ti(C,N)} > \text{TiN} > \text{TiC} > \text{NbC}$ となってくる。また $0.05 \mu\text{m Ry}$ ではジルコニア、アルミナ、 Ti(C,N) 、超硬 (WC-9Co) の順に μ_{100} が大きくなっている。粗さが異なった状態で比較した場合より明瞭に傾向が現れている。



(a) 窒化処理工具



(b) TiC 被覆工具

図 5-12 摩擦係数 - 行程線図 (ダイス表面粗さの影響)

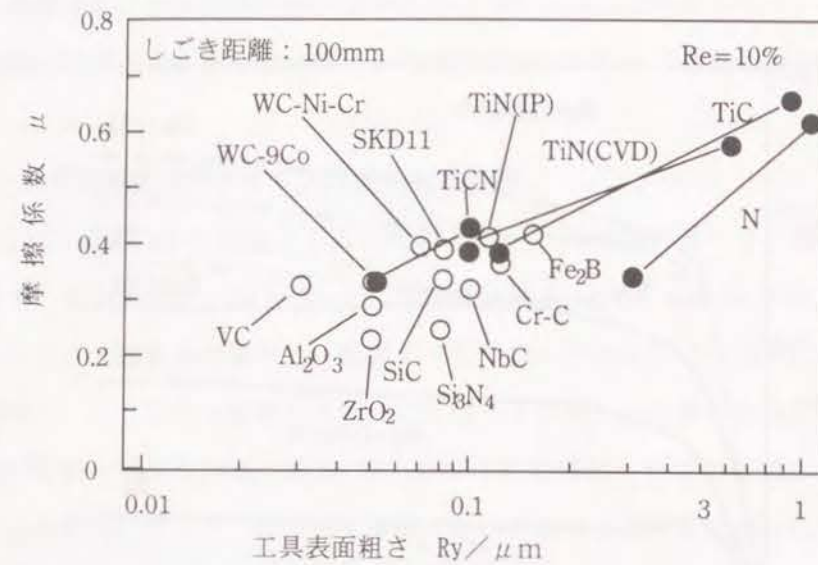


図 5-13 摩擦係数に及ぼすダイス表面粗さの影響

5. 4 結 言

帯板しごき試験により工業用純アルミニウムと各種工具材料間の適合性を検討し、以下の結論を得た。

- 1) アルミニウムの焼付きは、ダイス入口部におけるすべりに伴う凝着と、ダイス出口部分におけるせん断変形域の積層した形の凝着との2形態で現れた。主に後者の凝着の出現と成長にともなって、摩擦係数の増加速度が上昇し、それとともに被加工材の加工面粗さが悪化することがわかった。
- 2) ダイス表面粗さが摩擦係数の上昇挙動（焼付きの成長）に対して大きな影響をもたらすことが示された。実用上及び適合性の評価に当たって工具表面粗さに注意する必要がある。
- 3) 工具材料固有の焼付き状態がみられ、摩擦係数の行程変化および被加工材表面損傷などから判断して、アルミニウムに対して優れた適合性をもつ工具材料は VC, TiC, ZrO₂。

であった。

参考文献

- 1) 河合, 堂田, 安田: 機論, 50-457, C (昭 59), 1664.
- 2) 河合, 堂田, 養原: 機論, 52-479, C (昭 61), 2022.
- 3) 小坂田, 村山: 塑性と加工, 24-265 (1983), 195.
- 4) 後藤, 若杉: 塑性と加工, 30-337 (1989), 246.
- 5) 新井, 土屋: 昭 61 塑加春講論, 143.
- 6) 土屋: 東海支部第 1 回セミナー (昭 63-1), 17.
- 7) 河合, 中村, 堂田, 広瀬: 機論, 48-433, C (昭 57), 1473.
- 8) 池, 小野寺, 吉田: 第 32 回塑加連講論, 483.
- 9) 新井, 川浦, 土屋: 平元塑加春講論, 139.

第6章 ステンレス鋼板の各種工具材料 に対する摩擦挙動

6.1 緒 言

耐熱・耐食材料や電子部品材料としての需要が大きくなるにしたがって、ステンレス鋼の塑性加工における工具寿命向上や焼付き低減、製品表面性状の高品質化が一層要望されるようになってきた。例えば圧延加工における表面品質の向上に対して種々の研究が行われてきている^{1), 2)}。

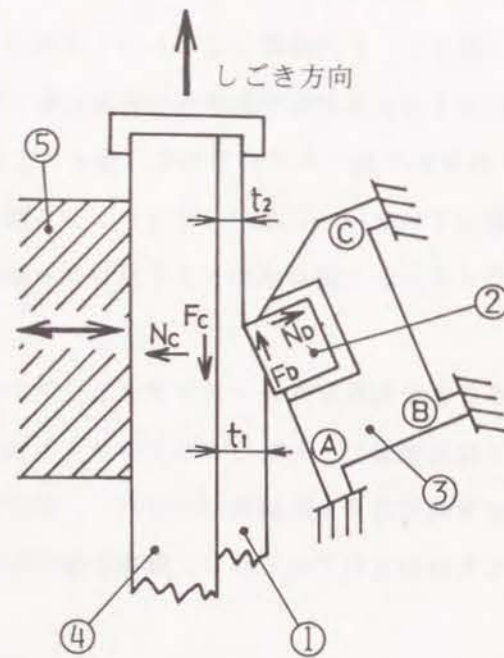
しかし現在までステンレス鋼の加工におけるトライボロジー現象の解明や解析等の系統的研究はあまり行われておらず、その基礎となるトライボロジー特性に関しては不明な点が多い。ステンレス鋼に対する工具材料や潤滑剤の評価に関する研究は一部行われている^{3)~5)}が、対象とする工具材料や加工条件が少なく、種々の工具材料や潤滑剤を同一試験法で比較評価するには至っていない。したがってステンレス鋼に対する工具材料の総合的な特性や加工にともなうステンレス鋼自体のトライボロジー特性を見極めるには不十分な状況にある。

一方で、非磁性であることを利用したオーステナイト系ステンレス鋼製電子部品の加工において、しばしば加工誘起変態にともなうマルテンサイト強磁性相の出現が問題とされている⁶⁾。これまで冶金学的には多くの研究がなされ⁷⁾、加工にともなう不均一変形状態の加工誘起変態についても検討されているが⁸⁾、摩擦状態の影響に関してはほとんど調べられていない。

本研究においては、各種工具材料のトライボロジー特性を評価する中で、被加工材料による特性の違いについても検討している。第5章においては純アルミニウムの焼付き挙動について明らかにした。本章においては焼付きやすい材料のもう一方の代表であるステンレス鋼 SUS304 の摩擦挙動を明らかにする。第5章で取り扱った実験、帯板しごき形摩擦試験を行い、摩擦係数とダイス表面への被加工材料の凝着状態等から、各種工具材料に対するトライボロジー特性の評価を試みる。また加工にともなう SUS304 の透磁率の変化や組織変化に及ぼす摩擦状態の影響についても言及する。

6. 2 実験方法

実験に用いた帯板しごき形摩擦試験機³⁾の構造模式図を図6-1に示す。詳細は第5章に示す通りである。拘束板と一体で被加工材料にしごき加工を加えるため30%以上の高いしごき率が得られる。従来の実際の塑性加工を行って評価する方法では、ステンレス鋼の変形抵抗が大きいため負荷条件を広範に設定できず、工具材料や摩擦条件の影響を詳細には調べられなかった。この試験機を用いて加工度の影響をとらえるとともに、ダイス表面の観察から摩擦挙動の違いを把握した。



①被加工材、②ダイス、③摩擦係数測定体、④拘束板、⑤ガイドベアリング
A：摩擦力 F_c 測定用ビーム、B、C：垂直力 N_c 測定用ビーム

図6-1 帯板しごき形摩擦試験機の構造原理

表6-1 摩擦試験条件

断面減少率	5 ~ 30%	ダイス角	10°
しごき速度	1 mm/s	しごき距離	200 mm
潤滑剤	液体パラフィン (L2) ($19.78 \times 10^{-6} \text{ m}^2/\text{s}$, 20 °C)		
被加工材料の形状	厚さ : 0.8 mm 幅 : 10 mm		

表6-2 被加工材料の機械的性質および化学成分

被加工材料	機械的性質	表面粗さ					
18-8 ステン レス鋼 (SUS	引張力： 665 MPa 伸び ： 51.0 % 硬さ ： 156 HV	0.2 μ m Ry					
化学組成 (wt%)							
C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Fe
0.07	0.52	0.86	0.026	0.005	8.6	18.22	bal.

主な加工条件を表6-1にまとめて示す。しごき率を5~30%に変化させた実験を行ったが、このときの平均面圧は約1400MPaでしごき率によらなかった。被加工材料は、厚さ0.8mm、長さ450mmの帯板で、冷延板(2B仕上げ)から圧延方向に採取して用いた。表6-2に供試帯板の組成および機械的性質をまとめて示す。入手状態の供試帯板の表面には、冷延板製造工程の酸洗いによるものと思われる結晶粒界が明瞭に認められた。しかし表面粗さの値は小さく(0.2 $\mu\text{m Ry}$)、方向性も認められなかった。



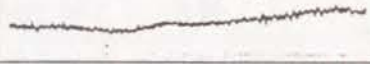
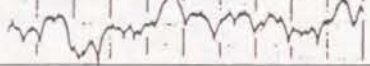




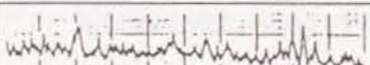
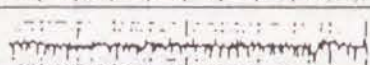
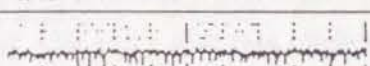
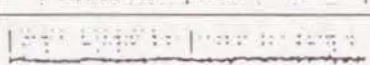
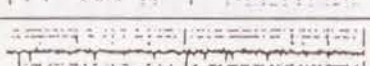
表6-3に供試した各種工具材料を示す。合金工具鋼(SKD11)とこれを母材とする表面処理材、およびセラミックスを用意した。いずれのダイスもラッピング仕上げを施して $Ry=0.05 \sim 0.2 \mu\text{m}$ 程度の鏡面とした。

同一条件で3回以上実験を繰返し、しごき加工中の摩擦係数を測定するとともに、加工

後の被加工材料表面およびダイス表面の凝着状態を観察した。

被加工材料の透磁率は電磁誘導原理を応用したプローブ接触型の透磁率計¹⁰⁾で測定した。この透磁率計では非破壊で、直径3mm程度の小さな部品について、1.002程度の低い透磁率の測定が可能である。試験後の被加工材料の透磁率をしごき距離10mmごとに測定し、その距離における摩擦係数と比較した。

表 6-3 供試工具材料・表面処理材

方 法	工具材料	表面形状 	表面粗さ Ry, μm
焼入、焼戻	SKD11		0.05
T R D (熱反応析出・拡散)	VC		0.07
	NbC		0.21
	Cr-C		0.10
	Fe ₂ B		0.19
C V D	TiC		0.15
	TiN		0.19
イオンレーティング	TiN		0.20
焼 結	SiC		0.08
	Si ₃ N ₄		0.08
	ZrO ₂		0.05
	Al ₂ O ₃		0.05

6. 3 実験結果及び考察

6. 3. 1 摩擦係数-行程線図

図 6-2 に SKD11 ダイスでしごき加工したときの、各しごき率 Re [$Re = (t_1 - t_2) / t_1 \times 100$] における摩擦係数 (μ) の行程 (h : しごき距離, 最大 200mm) 変化を示す。図中の $\mu - h$ 曲線は、同一実験条件での複数の実験結果の中からもっとも平均的なものを選んで示した (図 6-3 以降の $\mu - h$ 曲線も同様)。以後 $\mu - h$ 曲線には μ の急増行程 h 及び $h=200\text{mm}$ における μ のばらつき範囲をそれぞれ図中に示した。しごき率 (Re) が 5% では、 μ 値は漸増傾向にあるが、全行程を通してほぼ 0.15 程度の低い値を示している。 $Re=10, 15, 20\%$ と高まると、行程初期に μ が増大し $\mu=0.3 \sim 0.5$ 前後の高い摩擦状態で定常状態となる。 $Re=25\%$ に上昇すると、しごき開始時から急激に μ が増加し、行程とともにさらに増加する。行程を通じての μ の変動も大きい。このようなしごき率の増加にともなう摩擦状態の悪化は、おもに被加工材料の工具表面への凝着に起因するもので、軟鋼板¹¹⁾や純アルミニウム板のしごき加工¹²⁾でも認められた現象である。

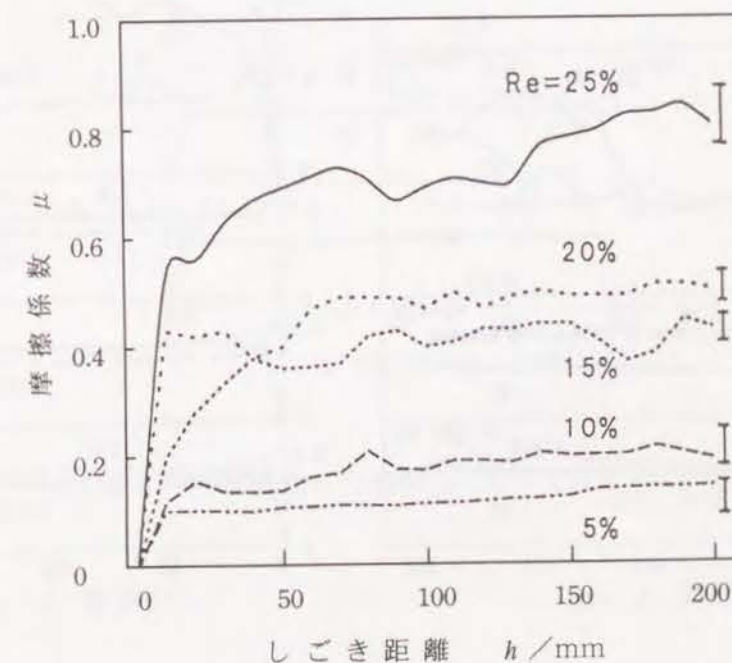


図 6-2 摩擦係数 - 行程線図 (しごき率の影響, SKD11)

図 6-3 ~ 6-5 に他の工具材料でしごき加工を行った場合の $\mu - h$ 曲線を示す。いずれの工具材料においても、 $Re=5\%$ では μ 値が 0.1 ~ 0.2 程度で全行程を通してほぼ一定の低摩擦となり、工具材料の差はあまりみられない。 $Re=10, 15, 20\%$ と高まると、 μ 値が 0.3 を超える工具材料が現われ、高摩擦状態に変化する Re や h に工具材料の差が反映されてくる。

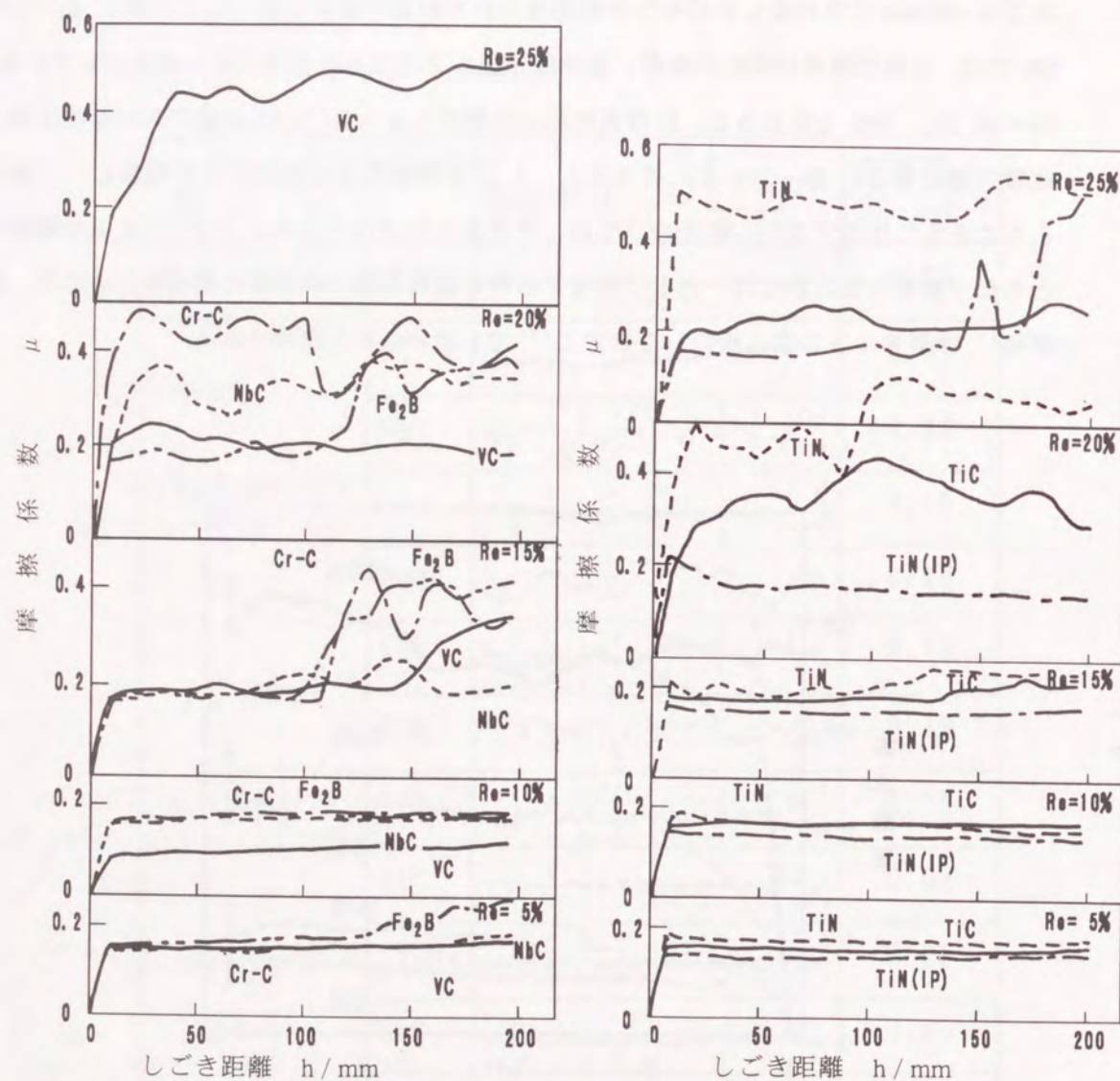


図 6-3 摩擦係数 - 行程線図 (しごき率の影響, TRD, 拡散処理ダイス) (しごき率の影響, CVD, IP 処理ダイス)

図 6-3 の TRD 及び拡散処理材では、VC と NbC が高摩擦状態になりやすく、Cr-C や Fe_2B は μ が急増する時期が早い。図 6-4 の CVD, PVD (イオンプレーティング: IP) のグループでは、TiN(IP) が高摩擦状態になりやすく、CVD による TiN, TiC は高摩擦状態となっている。VC や TiC では $Re=20\%$ と $Re=25\%$ において摩擦状態の軽減が認められた。

図 6-5 に示すセラミックスのグループでは、4 種類の材料とも高摩擦状態になりやすいが、 ZrO_2 は $Re=15\%$ で増加傾向を示した。

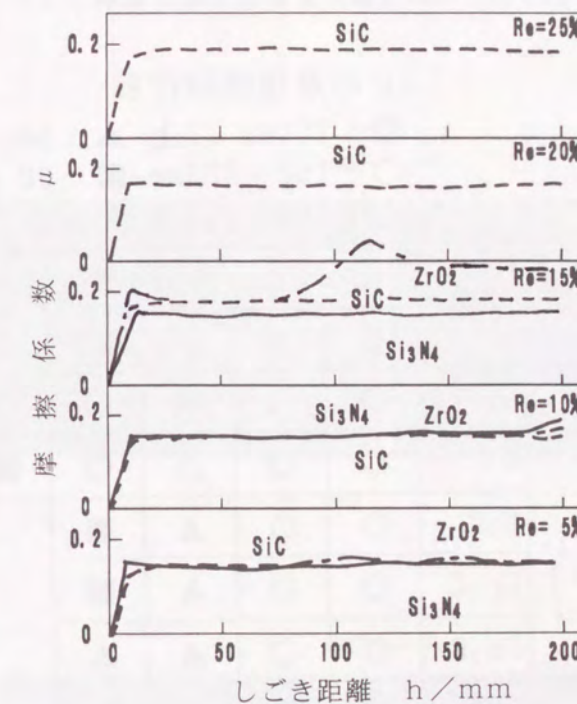


図 6-5 摩擦係数 - 行程線図 (セラミックスダイス)

以上の $\mu - h$ 線図から読み取れる耐焼付き性の評価尺度として、 μ の急増開始行程を用い、50mm ごとにランクづけた。評価結果をまとめた表 6-4 によれば、

- ① SKD11 に比較して表面処理材の耐焼付き性が優れている。中でもイオンプレーティングによる TiN 被覆材がよい。
- ② セラミックスは耐焼付き性には優れるが、工具破損を起こした。
- ③ VC や TiC 被覆ダイスで、高いしごき率における摩擦状態の一時的軽減現象が認められる。

表 6-4 工具材料の耐焼付き性の比較

μ の急増開始行程

◎ : 200mm 以上 ▲ : 50~100mm

○ : 150~200mm ■ : 50 mm 以下

△ : 100~150mm × : 破損

方 法 工 具 材 料		し ご き 率 (%)					
		5	10	15	20	25	30
焼入、焼戻	SKD11	◎	△	■	○	◎	■
T R D 〔熱反応析出・拡散〕	VC	◎	◎	△	◎	■	
	NbC	◎	◎	▲	■		
	Cr-C	◎	◎	▲	■		
	Fe ₂ B	◎	◎	▲	▲		
C V D	TiC	◎	◎	△	■	▲	
	TiN	◎	◎	△	■	■	
イオン・レーティング	TiN	◎	◎	◎	○	△	
焼 結	SiC	◎	◎	◎	◎	○	×
	Si ₃ N ₄	◎	◎	◎	×		
	ZrO ₂	◎	◎	▲	×		
	Al ₂ O ₃	◎	△	×			

6. 3. 2 摩擦面の観察

図 6-6 は SKD11 ダイスでしごき加工された被加工材料の、行程初期と終期における表面状態の違いを示す。それぞれの h で加工を中断し、ダイスの出口付近に対応する箇所を中心に観察した。中心線の左側がすでに加工された表面（既加工面）、右側が加工終了時におけるダイスとの接触面（ダイス接触面）である。 $h = 20\text{mm}$ では被加工材料の表面に存在した結晶粒界が、いくぶんしごき方向に伸ばされてはいるものの、はっきりと認められる。被加工材料の表面は固着することなくダイスとの界面を流動したといえる。このときの μ は 0.13 である。一方、最終しごき距離 ($h = 200\text{mm}$) では $\mu = 0.25$ と増加し、既加工面にもダイス接触面にも結晶粒界は認められない。被加工材料の表面層はダイスに凝着したか、前行程の凝着物によって掘り起こされたかして新生面が露出したものと考えられる。図 6-2 に示した摩擦係数の漸増と被加工材料表面の損傷状態との対応がみられる。

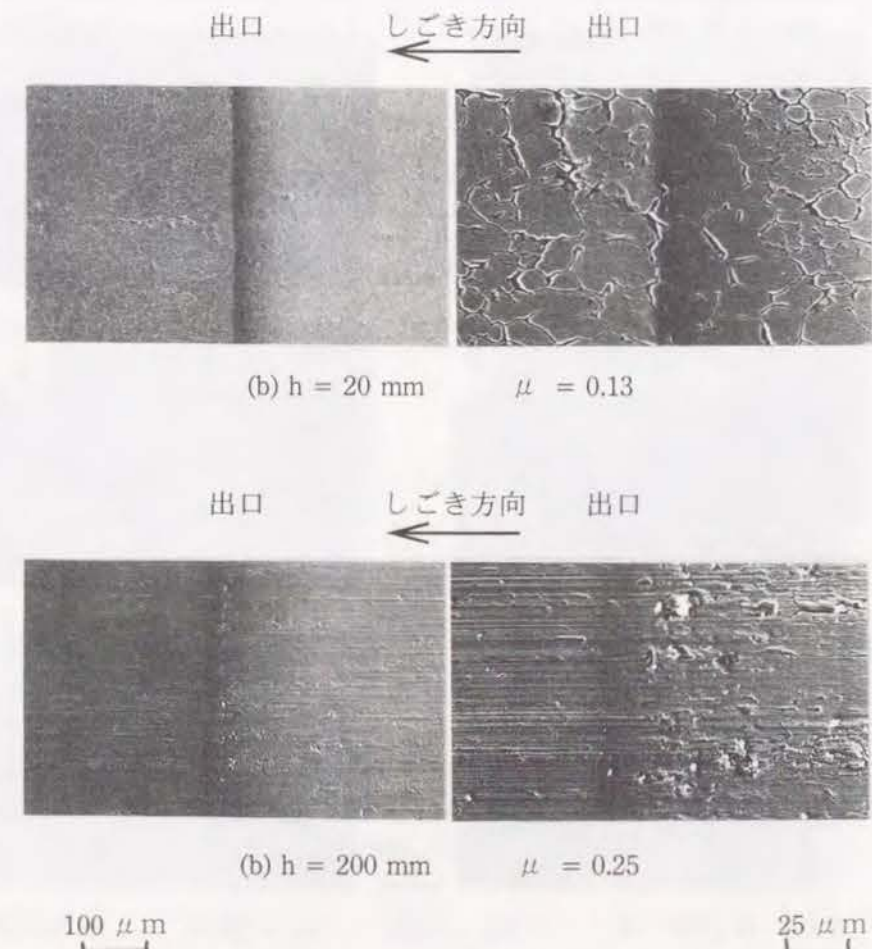


図 6-6 しごき工程による被加工材料表面の違い (SKD11 ダイス, $Re=10\%$)

他の工具材料で、 $h = 200\text{mm}$ において μ が0.4前後の高摩擦状態になったときの摩擦面の観察を行って、ダイス及び被加工材料の凝着・損傷状況を調べた。

その結果図6-7、6-8に示すように工具材料によって凝着状況が異なっている。ダイス表面全体に凝着が生じる場合（Fe-B、Cr-C、TiN(CVD)）と、ダイスの入口や中央、出口付近に凝着が限定される場合（VC、NbC、TiC、TiN(IP)）とに特徴づけられた。これらダイスへの凝着状態と被加工材料の損傷状況とは必ずしも対応しない。例えばVC

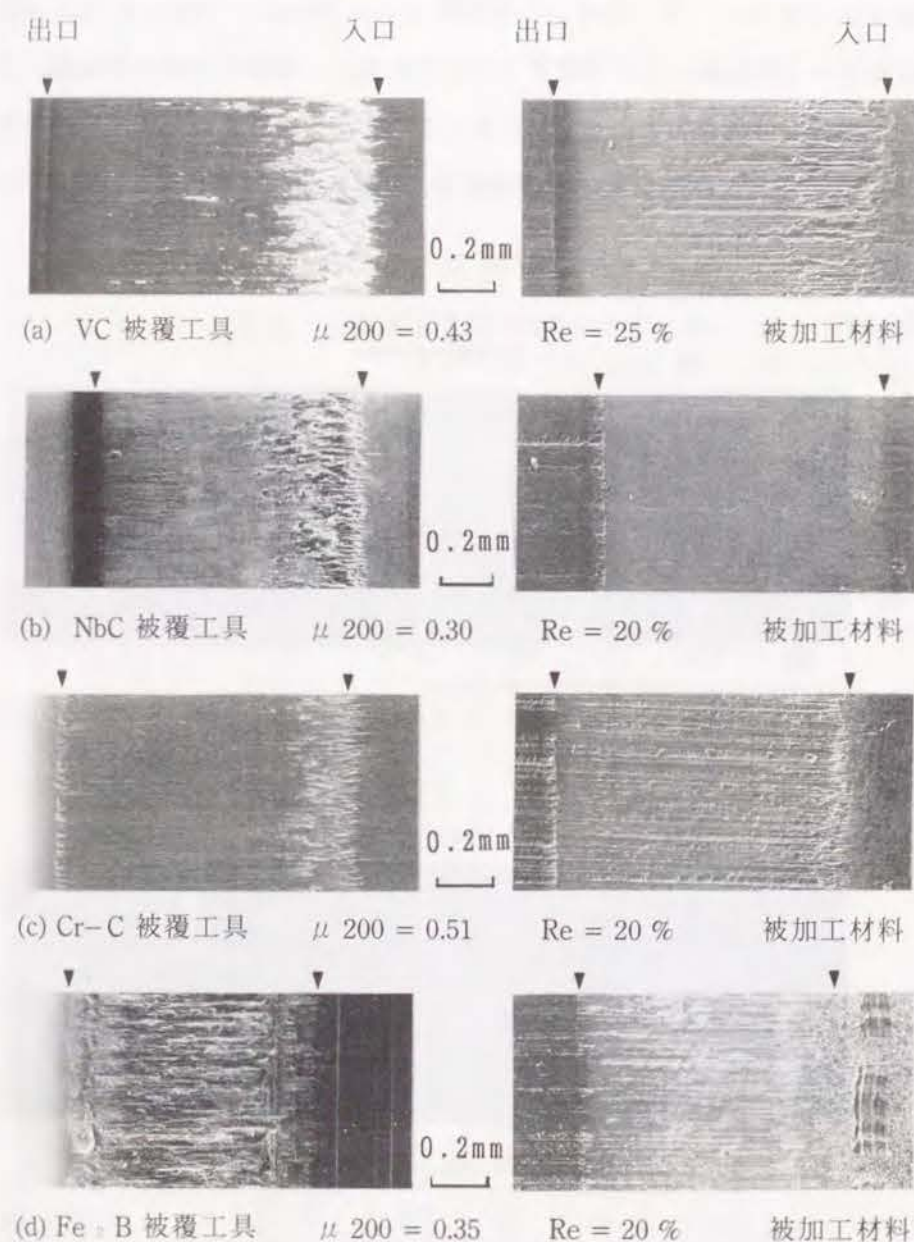


図6-7 ダイスおよび被加工材料表面の性状（TRD，拡散処理ダイス）

では凝着が部分的であるにもかかわらず、被加工材料のダイス接触面のほぼ全域に擦り傷が認められ、NbCではダイス接触面全域に損傷はほとんど認められない。また、VCやCr-C被覆ダイスによる被加工材料表面によく現れているが、ダイス入口で発生した損傷はダイス出口付近において大きく軽減されたのち、既加工部で増加している。ダイス面に見られる凝着物と対応した損傷が、既加工部に引き継がれる場合と、ダイス出口付近でこれとは独立に損傷が発生する場合があるようである。ダイス出口を境界にした損傷の不連続性は他の表面処理ダイスのときにも同様に認められた。

工具材料によって焼付き状況と摩擦係数が必ずしも対応しないことは軟鋼板や純アルミニウム板の場合についても示されている^{1.1), 1.2)}。ダイス出口付近の材料流れの違いを反映したものと考えられる^{1.2)}。

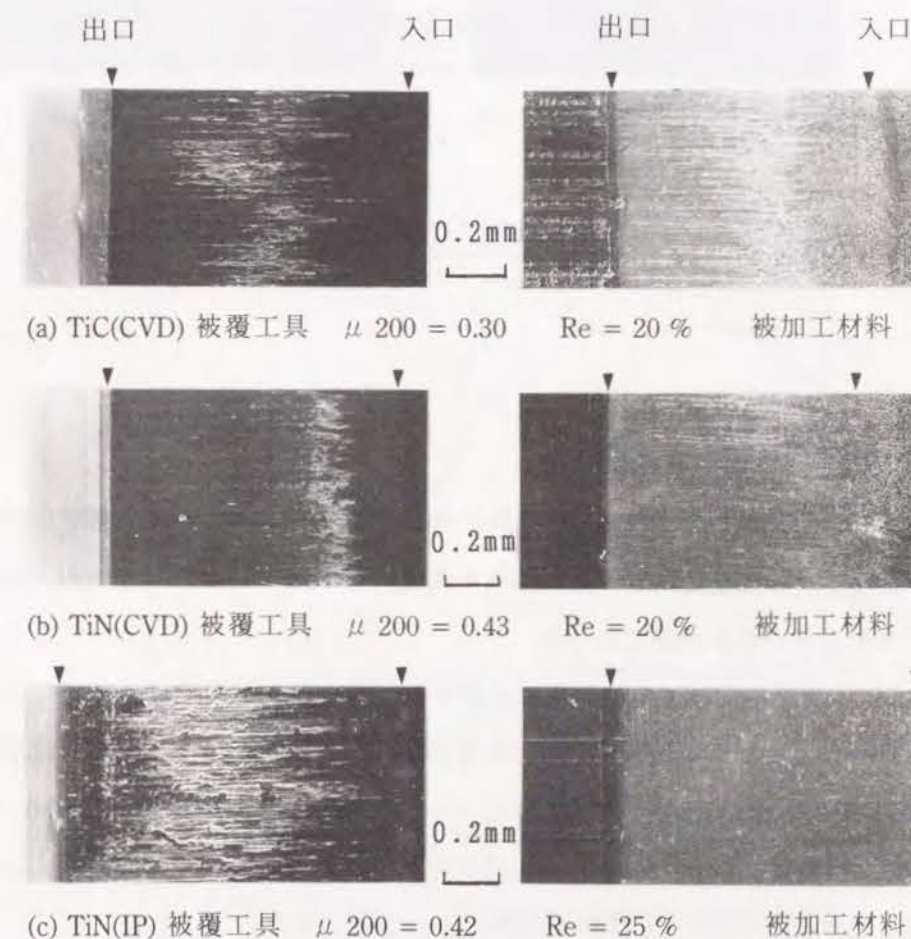


図6-8 ダイスおよび被加工材料表面の性状（CVD，IP処理ダイス）

なおセラミックスダイスの摩擦面にはしごき加工方向に直角にクラックやチッピング、微小な欠けが発生していた。一例を図6-9に示す。観察までに Re を変えた実験を数回行っているため、どの時点で生じたクラックかは不明であるが、SUS304のしごき加工に対しては靱性が不十分であることは明らかである。最終的には表6-4に示したようにいずれのセラミックスダイスも破損していた。

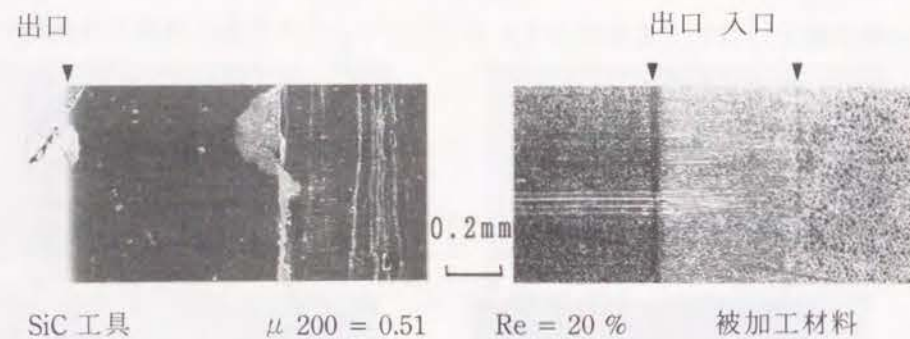


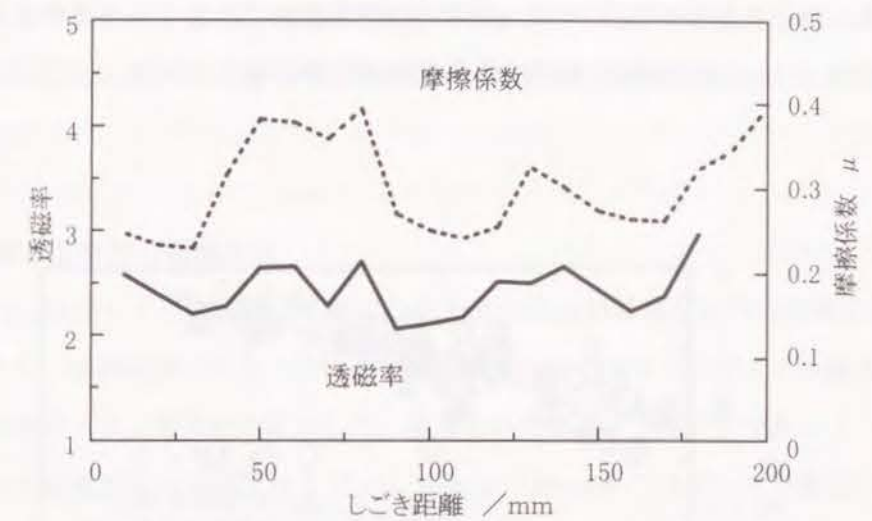
図6-9 ダイスおよび被加工材料表面の性状 (SiC ダイス)

6. 3. 3 摩擦係数と透磁率の関係

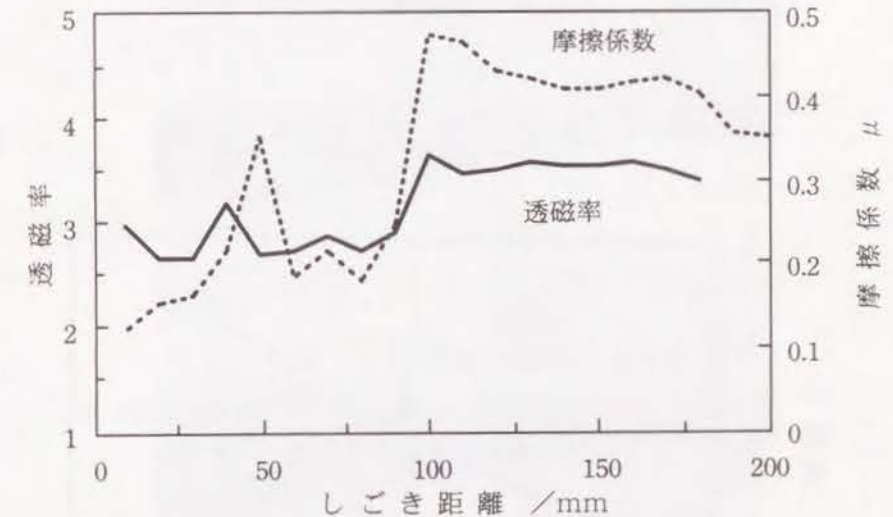
図6-10はしごき加工された被加工材料の透磁率を $h = 10\text{mm}$ 間隔で測定した結果と摩擦係数の変化とを比較した例である。両者の変化の様子はよく一致している。他の工具材料やしごき率においても同様であった。

図6-11は各実験における摩擦係数と透磁率の関係を見たもので、 $Re=20\%$ の例を示した。工具材料によって摩擦係数の大小はあるが透磁率に対しては全体により相関が認められる。透磁率の変化はSUS304の加工誘起マルテンサイト量の変化に対応する^{1,3)}と考えられ、摩擦の大小がこのような材料の組織変化をもたらしていることになる。この相関は他の工具材料や Re においても認められた。

今摩擦係数が0の点まで外挿すると、そのときの透磁率は摩擦のない理想的な加工によってもたらされたマルテンサイト量と考えられる。また直線の傾きは摩擦による余剰な塑



(a) SKD 11 ダイス, $Re=15\%$



(b) Fe_2B ダイス, $Re=20\%$

図6-10 しごき行程に伴った透磁率および摩擦係数の変化

性変形に基づくマルテンサイトの生じやすさを反映していると考えられる。両者の値を Re に対して示すと図 6-12 になる。理想的な塑性変形に起因する透磁率は Re とともに単調に増加しているが、摩擦に起因する余剰の透磁率の増加分は Re とともに減少する。し

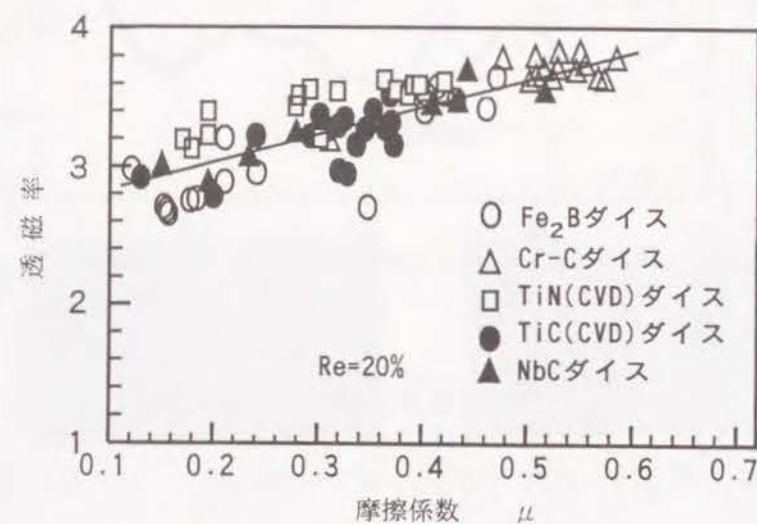


図 6-11 摩擦係数と透磁率の関係

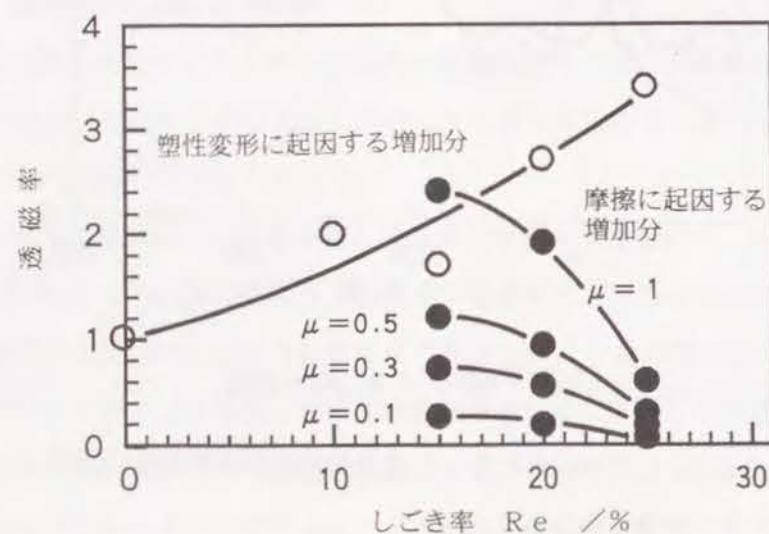


図 6-12 しごき率と摩擦係数が透磁率に及ぼす影響

ごき加工にともなう組織変化を考えると、摩擦の影響は加工度 15 % 程度において非常に大きくなることがわかる。これは電子部品の容器などをしごき加工する際、非磁性を実現するためには加工率だけではなく、摩擦をできる限り下げる潤滑法の工夫が必要であることを示している。

6. 3. 4 被加工材料の組織変化

図 6-13 に SKD11 ダイスでしごき加工したときの最終加工部における組織の違いを Re とともに示す。組織観察に当たっては加工誘起変態によるマルテンサイト組織をよく現出するため酸性ピクリン酸溶液で腐食した。腐食された組織がマルテンサイト (α')、腐食が不十分な組織がオーステナイト (γ) である。 $Re=5\%$ ではダイス接触部から α' が

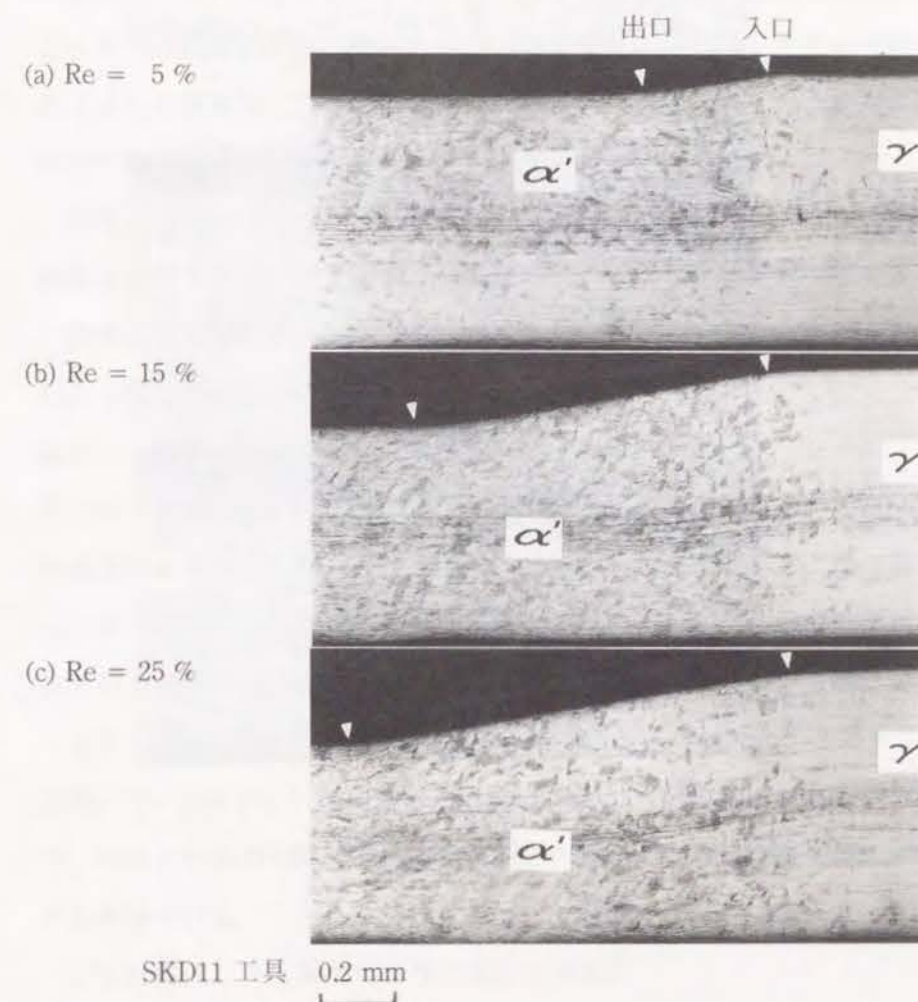


図 6-13 被加工材料断面組織における加工度によるマルテンサイト変態量の違い

出現し、板厚の1/2程度まで α' 化している。Re=15%では全板厚方向に α' 化し、Re=25%ではダイス直下で α' 化の遅れた箇所が認められる。

図6-14には工具材料の違いによる α' 化の相違の例を示す。ほぼ同一の加工率でありながらダイス部直下の変態量が異なっている。加工誘起変態はせん断変形により多く生じる¹⁴⁾ことが知られており、この変態量の違いは摩擦に伴うせん断変形の大小が影響しているものと考えられる。

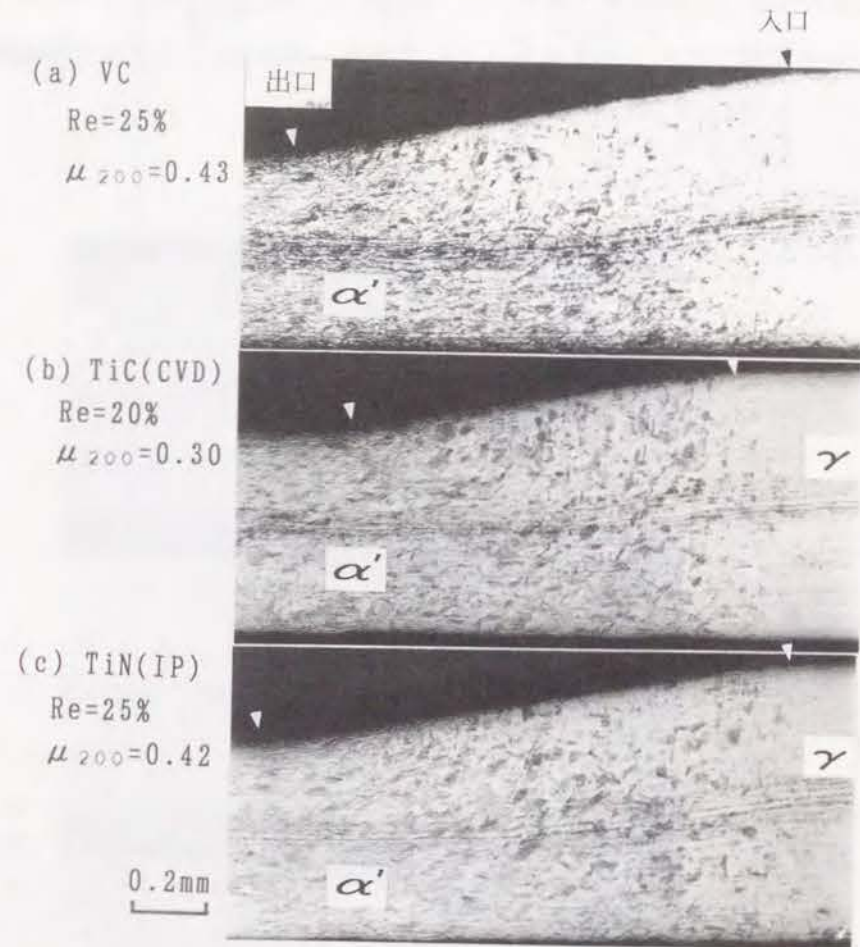


図6-14 工具材料によるマルテンサイト化の違い

6. 4 焼付きの発生・成長と摩擦面温度に関する考察

第1章において本研究における焼付きの考え方を述べた。焼付きに対しては、工具と被加工材料間の摩擦力及び両者の強度とを考慮する必要がある。摩擦力に関しては潤滑剤の種類や材料間の凝着特性といった化学的性質とともに工具の表面粗さの影響が大きい。硬質表面処理皮膜が凝着特性に優れる点は第3章、第5章及び第6章の前半で検証し、表面粗さの影響に関しては第4章で考察した。ここでは材料の凝着特性に大きく影響し、材料強度にも関係する摩擦界面における温度について考察する。

6. 4. 1 材料、工具の焼付き特性

第1章で述べた焼付き現象の考え方によれば、材料と工具から見た焼付き特性の捉え方は定性的に次のようになる。まず材料側からまとめると、

①本来変形抵抗が小さい材料、もしくは変形抵抗が低下しやすい材料は焼付きやすい。これは少しの摺動抵抗の増加で材料内部の移動に移行しやすいためである。

この中には、

③例えばAl合金のように変形抵抗が小さい材料。これは加工や摩擦に伴う温度上昇の影響を受けやすく、わずかな上昇によって一層変形抵抗が低下する。

⑥例えばステンレス鋼のように、加工や摩擦に伴う温度上昇が大きい材料。自身の発熱によって変形抵抗が低下する。

場合があげられる。

②一方、例えばCu合金のように、加工硬化度が高いために、摺動抵抗の増加に応じて材料強度が上昇する材料は焼付きにくいと思われる。ただし加工硬化以上に摺動抵抗が増加した場合には、相対的に工具界面から遠く離れた材料内部が摺動面になるので、この場合に生じる焼付きは非常に大きくなるであろう。またステンレス鋼において界面での発熱よりも加工硬化の影響が強く現れる場合には①-⑥ではなく、このタイプの焼付きとなる。実際、18-8ステンレス鋼を後方せん孔押し出しで加工する際に、ポンチのノーズ部において、材料流れがおこりにくい潤滑状態のとき、そこで大きな焼付きが生じる例はこのタイプと考えられる。

工具材料として、耐焼付き性に富むものは、

①界面における摺動抵抗が上昇しにくい低摩擦な工具材料

②高摩擦であっても材料との反応性に乏しい工具材料

③摩擦発熱が小さく、温度上昇しにくい工具材料

となる。

①の特性を持つ工具材料はまれで、摩擦低減は潤滑剤に負うところが大きい。プラズマ CVD 法で被覆したダイヤモンドライクカーボン皮膜が低摩擦であるといわれているが、密着性に劣るため工具への適用は進んでいない。②の工具材料には多くの表面処理材が相当する。第3章で示したように、炭化物や窒化物系の硬質皮膜は無潤滑条件下の高摩擦状態にあっても優れた耐焼付き性を示す。③の工具材料には銅合金系の工具材料が挙げられる。アルミニウム青銅がその代表である。

このように、材料側と工具側の条件を何らかの形で満たし、焼付きが少ない組合せが適合性に優れた組合せであるといえる。また焼付きに至る条件範囲が広い材料が、適合性に優れた材料ということになる。

6. 4. 2 材料と工具材料の組合せにおける温度上昇の試算

前節で述べたように、摺動界面における温度上昇は、材料と工具間の焼付きに大きく影響すると思われる。そこで数種類の組合せにおける温度上昇の違いを試算する。塑性加工工具と被加工材料とは通常潤滑剤を挟んで複数の突起部で相互に接触している。多くの接触点の中で、潤滑剤の皮膜が切れて工具材料と被加工材料とが直接接触する点が焼付きの

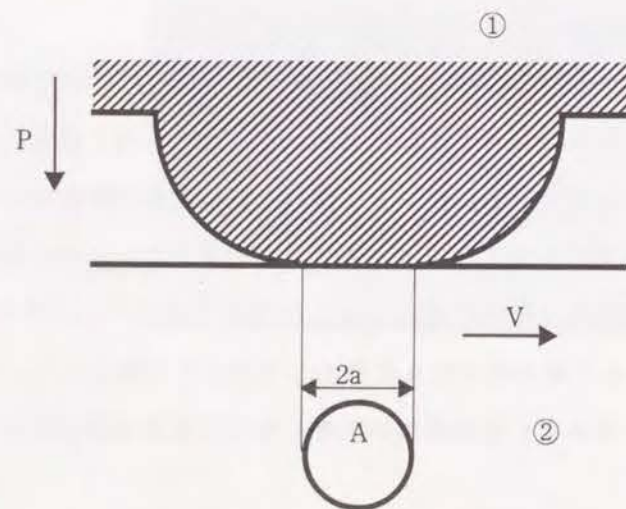


図 6-15 温度計算に用いた接触モデル⁶⁻¹⁶⁾

起点であり、温度上昇の起点でもあると考えられる。そのような起点は、加工に伴う工具の移動に従って移動するとともに、発生と消滅を繰り返していると考えられる。微視的にはこのような突起の摩擦発熱の積分が全体の発熱になるが、ここでは簡単のために、この考え方を、突起を有する工具と平坦な被加工材料との接触部に置き換えて考察する。すなわち工具①が接触面積 A で垂直方向荷重 P を負荷して、一定速度 V で移動している被加工材料②の表面を摺動しているモデルを考える。（図 6-15）

この接触部で摩擦発熱があるが、この熱は材料①および②へある割合で分配される。そこでまず熱の分配係数を求める。Archard の理論¹⁵⁾と Halling の解析¹⁶⁾によって単一球状突起の移動体①と半無限平板②の摩擦発熱に起因する温度上昇は、以下のように表される。

$$\theta_1 = \frac{\lambda \mu P V}{4 a \alpha} \quad (6-1)$$

$$\theta_2 = \frac{0.318 \mu P (1 - \lambda)}{a} \left[\frac{V}{a \alpha \rho c} \right]^{1/2} \quad (6-2)$$

ここで、 μ ：摩擦係数、 P ：圧下荷重、 V ：すべり速度、 a ：接触半径、 α ：熱伝導率、

λ ：摩擦発熱量の物体①への熱拡散の割合、 ρ ：密度、 c ：定圧比熱。

$\lambda / (1 - \lambda)$ は 2 つの物体の熱拡散の比と考えることができるから、

$$\frac{\lambda}{1 - \lambda} = \frac{\alpha_1 / \rho_1 c_1}{\alpha_2 / \rho_2 c_2} \quad (6-3)$$

となる。

今物質①、②を次のように指定する

物質①（工具材料）：炭素工具鋼、超硬、アルミナ

物質②（被加工材料）：軟鋼、ステンレス、アルミニウム

試算に必要なこれらの材料の物性値を表 6-5 に、式 (6-3) から求めた分配係数は、表 6-6 に示す。表 6-6 より熱分配の傾向として次の点が指摘される、

- ・超硬工具の場合、工具への分配が多い。
- ・アルミニウム材料の場合、材料への分配が多い。
- ・熱分配から見ると工具鋼とアルミナの差は小さい。

表 6-5 供試した工具材料と材料の物性値

	材料	熱伝導率 α W / (m·K)	密度 ρ kg / m ³	定圧比熱 c J / (kg·K)
①	炭素工具鋼	45.1	7830	461
	超硬	80	14800	210
	アルミナ	36	3890	780
②	軟鋼	59.0	7860	473
	ステンレス鋼	16	7920	499
	アルミニウム	222	2710	904

表 6-6 組合せによる熱の分配係数の違い
(界面で摩擦熱が分配され、材料と工具の温度が異なると仮定した場合)

$\lambda / (1 - \lambda)$	②被加工材料		
① 工具材料	軟鋼	ステンレス鋼	アルミニウム
炭素工具鋼	0.787	3.086	0.146
超硬	1.622	6.358	0.301
アルミナ	0.749	2.934	0.139

λ	②被加工材料		
① 工具材料	軟鋼	ステンレス鋼	アルミニウム
炭素工具鋼	0.44	0.76	0.13
超硬	0.62	0.86	0.23
アルミナ	0.43	0.75	0.12

これらの熱分配係数を用いて式 (6-1), および (6-2) によって表面温度を求める。

今摩擦条件として本章のステンレスのしごき加工条件を適用して、摩擦発熱に基づく温度上昇を試算する。界面で摩擦熱が分配され、工具と材料の温度が異なると仮定して、代表的な3種類の工具材料について計算すると、工具温度の上昇はそれぞれ、

炭素工具鋼工具：4K，超硬工具：3K，アルミナ工具：5K，となる。

($P : 9320\text{N}$, $V : 0.001\text{m/s}$, $\mu : 0.15$, 工具接触面積： 7mm^2)

一方ステンレス鋼の温度上昇はそれぞれの工具材料によって以下のように違ってくる。

被加工材料温度：7K（炭素工具鋼工具），4K（超硬工具），8K（アルミナ工具）

温度上昇の傾向は熱分配の傾向と似ているが、しごき速度が小さいためかいずれの温度上昇もごくわずかである。

次に第6章で検討したアルミニウムのしごき摩擦実験の条件の下で温度上昇を試算する。

($P : 1570\text{N}$, $V : 0.001\text{m/s}$, $\mu : 0.6$, 工具接触面積： 11mm^2)

工具温度の上昇は、

炭素工具鋼工具：0.3K，超硬工具：0.3K，アルミナ工具：0.4K，

となり、被加工材料の温度上昇は、

4K（炭素工具鋼工具），4K（超硬工具），4K（アルミナ工具）と計算される。

いずれもきわめて小さい値となり、特に工具温度の上昇が認められない。熱伝導の良い被加工材料へ熱が多く移動するためと思われる。

以上2例のように加工速度 V が小さい場合には摩擦に伴う温度上昇は非常に小さいことが示された。このように速度 V が小さい場合には焼付き現象に対する温度上昇の影響を論じることが不可能と考えられる。そこで実際の加工速度に近い摩擦条件で実施された引抜き形摩擦試験（第2章，第3章，第4章）の実験条件で試算してみる。第2章で取り扱った被加工材料は軟鋼で、試験条件は、 $P : 2460\text{N}$, $V : 83.3 \times 10^{-3} \text{m/s}$, $\mu : 0.2$, 工具接触面積： 5mm^2 である。

まず界面で摩擦熱が分配され、材料と工具の温度が異なる場合について試算する。工具温度の上昇は、

炭素工具鋼工具：79K，超硬工具：63K，アルミナ工具：97K，

となり、被加工材料の温度上昇は、それぞれ

38K（炭素工具鋼工具），26K（超硬工具），39K（アルミナ工具）

と計算される。

次に材料と工具の界面における温度が同一と仮定したときの試算結果を示す。この場合材料と工具の温度が同一であることから、式 (6-1), (6-2) において、 $\theta_1 = \theta_2$ とすると、

$$\frac{\lambda \mu P V}{4 a \alpha_1} = \frac{0.318 \mu P (1 - \lambda)}{a} \left[\frac{V}{a \alpha_2 \rho_2 c_2} \right]^{1/2} \quad (6-3)$$

したがって、熱の分配係数の比は、

$$\frac{\lambda}{1-\lambda} = \frac{1.272 \alpha_1}{\sqrt{(a \alpha_2 \rho_2 c_2 V)}} \quad (6-4)$$

となる。式 (6-4) を求めると、それぞれの組合せにおいて表 6-8 が得られる。

表 6-8 材料と工具の組合せによる熱の分配係数の違い
(界面で材料と工具の温度が同一と仮定した場合)

$\lambda / (1-\lambda)$	②被加工材料側		
①工具側	軟鋼	ステンレス鋼	アルミニウム
炭素工具鋼	0.600	1.118	0.381
超硬	1.065	1.983	0.676
アルミナ	0.479	0.892	0.304

λ	②被加工材料側		
①工具側	軟鋼	ステンレス鋼	アルミニウム
炭素工具鋼	0.375	0.528	0.276
超硬	0.516	0.665	0.403
アルミナ	0.324	0.472	0.233

これを式 (6-1) に代入すると界面における温度が求められる。すなわちこの場合の温度の上昇は、

炭素工具鋼工具：67K，超硬工具：52K，アルミナ工具：73K，となる。

いずれの結果も、熱が分配される仮定の下での工具温度の上昇と被加工材料の温度上昇の中間の値を示している。

次に第 4 章で実験した、アルミニウムの引抜き（図 4-10）における温度上昇を試算する。この場合試算条件は、 $P : 2460\text{N}$ ， $V : 83.3 \times 10^{-3} \text{ m/s}$ ， $\mu : 0.4$ ，工具接触面積

： 17.5mm^2 となる。結果は、工具温度が、

炭素工具鋼工具：23K，超硬工具：24K，アルミナ工具：28K，の上昇となる。

アルミニウムの温度上昇は、

30K（炭素工具鋼工具），26K（超硬工具），30K（アルミナ工具）

と試算される。軟鋼の場合と比較して、被加工材料の温度上昇が大きくなる傾向が認められる。

一方、ステンレス鋼の摺動において、しごき加工の荷重と接触面積を用い、速度が引き抜き試験の速さと仮定して計算する。試算条件は、 $P : 6780\text{N}$ ， $V : 83.3 \times 10^{-3} \text{ m/s}$ ， $\mu : 0.2$ ，工具接触面積： 4.6mm^2 となる。結果は、工具温度が、

炭素工具鋼工具：390K，超硬工具：250K，アルミナ工具：490K，の上昇，

ステンレス鋼の温度上昇は、

92K（炭素工具鋼工具），51K（超硬工具），96K（アルミナ工具），となる。

この場合は工具の温度上昇が著しい。

以上の試算結果から、温度上昇に対しては被加工材料の影響が非常に大きいことがわかる。ステンレス鋼においては、温度上昇がもっとも顕著であり、特に工具側の温度上昇が大きい。したがって材料の変質よりも工具の変質をもたらしやすいといえる。一方、アルミニウムにおいては工具側の温度上昇が小さく、被加工材料側に熱が移動する傾向にあることがわかる。両者はいずれも難加工材といわれ、焼付きやすい代表的な材料に位置づけられている。しかし摺動部の温度上昇の特徴からは、ステンレス鋼が相手に熱を与えるのに対して、アルミニウムが自己に熱を蓄える点に違いがあるといえる。焼付きやすさのメカニズムは全く異なることが推定される。

工具側から温度上昇の試算結果を見ると、いずれの被加工材料においても超硬合金の温度上昇が小さいことがわかる。熱伝導率が高いことの効果によると思われる。逆にアルミナは熱伝導率が小さく、温度上昇が大きい。また第 4 章で検証したように、工具表面粗さが大きいと、摺動抵抗の増加に伴う摩擦係数の上昇によって摩擦発熱が大きくなることが推定される。今回の推定は単一突起部の摩擦のみを取り扱ったが、実際の接触状態を反映させたモデルが必要であろう。

このように被加工材料と工具材料の熱特性によって摩擦に伴う温度上昇の状況が異なることが示された。両者の組み合わせによって工具の温度が上昇しやすい場合や被加工材料の温度上昇が起きやすいといった違いが生じる。また今回の試算は定常状態における温

度見積もりを行っているが、実際は非定常状態の試算が行われるべきである。現実の摩擦においては、温度上昇が焼付きを促進し、それによって摩擦係数が大きくなり、さらに温度上昇をもたらすように進行するであろう。従って今回の試算で得られた温度上昇の傾向は非定常状態においてはより顕著に現れると考えられる。ここで考察した被加工材料の特性は十分実際に反映されるはずである。

6. 5 結 言

帯板しごきタイプの摩擦試験機を用いて SUS304 のしごき加工を行ない、塑性加工中の摩擦係数と摩擦界面の状態変化から SUS304 の各種工具材料に対する摩擦挙動を検討した結果以下ようになった。

1) 工具材料の耐焼付き性：

① SKD11 に比較して表面処理材、中でもイオンプレーティングによる TiN 被覆材に代表される、VC や TiC を被覆した硬質表面処理材の耐焼付き性が優れていた。

② セラミックスは耐焼付き性には優れるが、工具破損を起こしやすい。

2) SUS304 の摩擦挙動の特徴：

① 被加工材料の表面損傷は以下のように分類できる、

- ・ダイス面上の凝着物による傷が成長するもの
- ・ダイスの拘束から解放されたとき生じるもの
- ・ダイスエッジの不規則性によって生じるもの

損傷の程度は凝着量とは必ずしも関係がない。

② 摩擦発熱に基づく温度上昇を計算して、被加工材料と工具材料の組み合わせによって温度上昇の傾向が異なることを示した。ステンレスの場合は相手工具材料に熱を与えるのに対し、アルミニウムは工具材料の熱を奪う点に特徴が認められた。このような違いが焼き付き機構の違いになっていると推察された。

③ ステンレス鋼の透磁率の変化と摩擦係数の大小とがよく対応することを見いだした。加工誘起マルテンサイトの出現に対して摩擦状態の影響が認められ、工具材質によって出現割合が異なった。

参考文献

- 1) 小豆島：第 42 回塑加連講論，(1991)，893.
- 2) 山本：鉄と鋼，77 (1991)，1465.
- 3) 新井，土屋：塑性と加工，24-265 (1983)，201.
- 4) 小坂田，村山：塑性と加工，24-265 (1983)，195.
- 5) Schmoeckel, D., Frontzek, H., : Annals of the CIRP, 35-1 (1986), 195.
- 6) 本蔵義信：日本金属学会会報，24 (1985)，512.
- 7) 例えば田村今男：鉄鋼材料強度学 (1969)，54.
- 8) 品川，西川，石川，細井：鉄と鋼，76 (1990)，462.
- 9) 河合，中村，堂田，広瀬：機論，48-433, C (昭 57)，1473
- 10) 本蔵，藤井，度会，荒川，鷺見：日本応用磁気学会誌，15-2, (1991) 469.
- 11) 河合，堂田，安田：機論，50-457, C (昭 59)，1664.
- 12) 堂田，鶴飼，土屋，新井：機論，58-547, C (平 4)，231.
- 13) 長谷川編：ステンレス鋼便覧 (1973)，112，日刊工業新聞社。
- 14) 西山：マルテンサイト変態基本編 (1971)，195，丸善。
- 15) J. F. Archard : wear, 2,(1958/59), 438.
- 16) J. ホーリング編，松永監訳：トライボロジ (1984)，64，近代科学社。

第7章 硬質表面処理皮膜の密着性

7.1 緒 言

機械部品や塑性加工用金型などの摺動部は相手部品や被加工材料との摩擦により各種の損傷を受ける。このうち摩耗や焼付きが寿命の大部分を占めるが、転動疲労に基づく歯車やカムのピッチングやスポーリング、圧延ロールのフレーキングなど表皮が剥離、損傷して寿命となる例も多い。塑性加工用金型においても浸炭硬化層や窒化処理の化合物層、溶射皮膜など、表面処理層の剥離が寿命要因になることが多い。また最近盛んに用いられている TiC や TiN などの炭化物や窒化物系の硬質皮膜処理材においても、皮膜の剥離によって寿命となる例が報告されている。

これら剥離による表面損傷の機構は、表面における繰返し応力による疲労現象であるといわれている¹⁾。実際の金型においても、過負荷などによる初期故障をのぞけば、剥離は通常かなり使用された時点で起こっている。したがって繰返し応力に基づく疲労を考慮する必要があるだろう。一方、本研究で取り扱った工具にも、第3章や第4章に述べた摩擦試験で認められたように、表面皮膜が剥離した例があった。連続摺動が特徴である摩擦試験において生じた剥離は、焼付きが生じたときや工具表面が荒いときなど摺動抵抗の大きいときに生じやすい。この場合は摩擦せん断力による界面の破壊が主体と思われる。実生産の型においてはいずれかの剥離が生じる可能性があり、1事例ごとに原因を見極めて対策を立てる必要があるだろう。また前章までで検討してきたトライボロジー特性を活かし、総合的に金型の長寿命化を図っていくためにも剥離挙動の理解は欠かせない。

硬質表面処理皮膜の剥離に対しては、層の強度や靱性、形成時の内部応力、母材との結合力、母材の強度および靱性などの影響因子が数多く存在する。型の剥離寿命の延長を図る場合や新しい表面処理皮膜を評価する際にはこれら影響因子を包含した評価手法が求められる。耐剥離性すなわち密着性を評価する方法は数多く考案されてきている²⁾。しかしそれらの多くは比較的密着性の低い皮膜に適用されており、塑性加工用工具に適用されているような密着性に富む硬質皮膜に適用できる評価法は確立されていないのが現状である。

そこで本章では硬質皮膜を対象に、工具材料表面に繰返し打撃力を付加することで耐剥

離性を評価することを試みる。まず繰返し打撃による打撃痕の成長過程を観察し、表面損傷の違いを明らかにする。またロックウェル硬さ試験機の圧子押し込みによる圧痕周辺の損傷を観察、比較する。その結果各皮膜が特有の損傷形態をとり、剥離形態にも違いが認められた。さらに被覆層厚さや母材硬さがそれぞれの損傷形態に及ぼす影響についても述べる。

7. 2 実験方法

7. 2. 1 実験装置及び打撃条件

図 7-1 に試作開発した繰返し打撃試験機の概略を示す。繰返し打撃試験機はおもに可変モータ、偏心盤、駆動軸、アームおよび打撃部から成る。モータの回転運動は偏心盤により往復運動に変換され、駆動軸、アームを経て打撃部の上下運動となる。

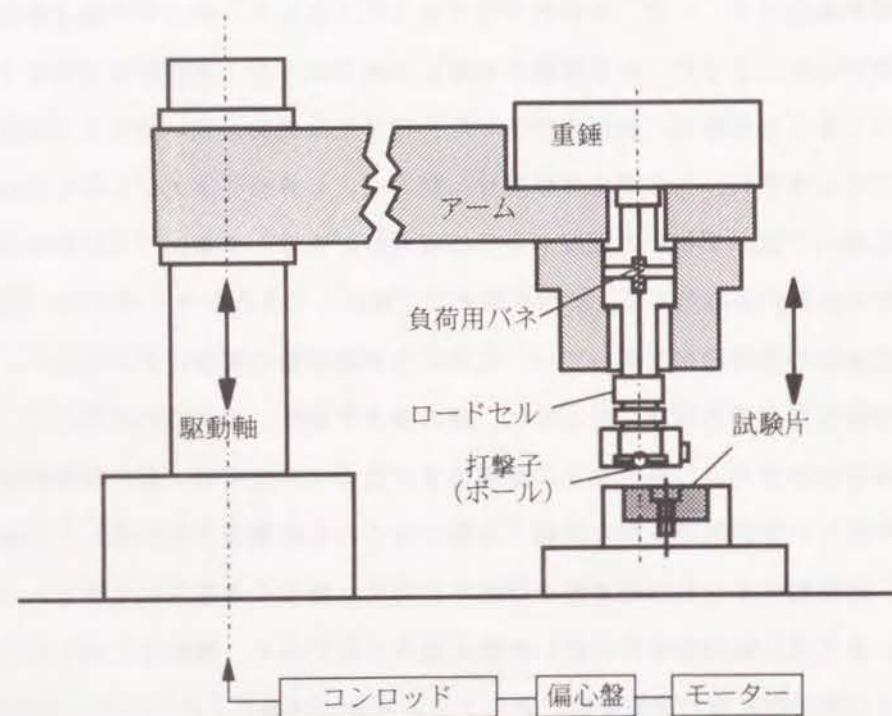


図 7-1 繰返し打撃試験機の概略

打撃部は取り替え可能な打撃子（φ 6.35mm の超硬ボール）と荷重付加用コイルバネからなる。

一打撃周期において試験片に負荷される荷重履歴は以下の通りである。模式図を図 7-2 に示す。

- ・ F_1 : 往復運動の下死点直上で打撃子が試験片表面に衝突するときの衝撃力
- ・ F_2 : 衝突と同時に負荷される、あらかじめ設定されたバネの縮み量に応じた荷重
- ・ F_3 : 下死点までの移動量（ストローク）に応じて増加したバネ荷重

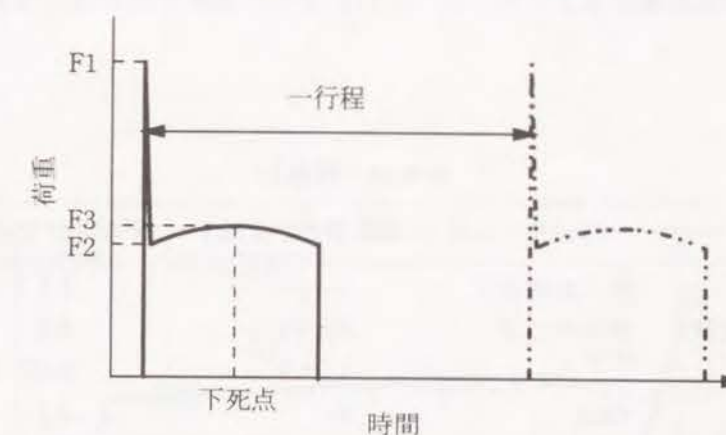


図 7-2 一打撃周期において試験片に負荷される荷重履歴

本実験の打撃条件を表 7-1 に示す。ここでオーバーラップ量は試験片表面と下死点との距離である。打撃子が試験片表面に衝突後この量だけバネが縮む。ストロークが長いほど同一周期で高い衝撃力を負荷できるが、打撃箇所が一定になりやすく、共振周波数の低下で打撃速度が下がる。これらを考慮してストロークは 2mm とした。また打撃周期は繰返し打撃したとき共振によって荷重履歴が乱れない最高の速さを選択した。

表 7-1 繰返し打撃条件

設定荷重	19.6, 49, 343 N
打撃周期	6.3 s ⁻¹
打撃子径	6.35 mm
打撃子材質	超硬 G2
オーバーラップ量	0.6 mm

7. 2. 2 供試材

表 7-2 に供試材をまとめて示す。被覆材には前章までに検討してきたなかで耐焼付き性が良い硬質クロムめっきや VC 被覆、TiN 被覆を選んだ。母材硬さや表面粗さはなるべくそろえるようにしたが、被覆層厚さはそれぞれの皮膜で最も一般的な値とした。打撃痕の成長過程を比較するため、これらの母材である高速度工具鋼の焼入れ焼戻し材も用意した。試験片はリング状でその上端面を供試面として、一連の寿命試験は同一試験片の異なる箇所を所定回数打撃するようにした。これによって試験片間のばらつきが出ないようにした。

表 7-2 供試材

材 質	方 法	皮膜厚さ (μm)	表面粗さ Ry (μm)
SKH51	焼入れ焼戻し	—	0.1
硬質クロム皮膜	電気めっき	3, 22	0.1
TiN 皮膜	イオン プレーティング	1, 3	0.15
VC 皮膜	TRD	8	0.1

7. 2. 3 被加工材料表面の打撃痕の観察

所定回数の打撃後行った表面観察には、ノマルスキー型の微分干渉レンズをとりつけた光学顕微鏡を主に用い、走査型電子顕微鏡を併用した。微分干渉法のほうが表面の微小な凹凸が捉えられる。打撃の途中経過を観察したり打撃痕の大きさを求めるためには試験片を移動させないですむ工具顕微鏡を用いた。また打撃痕の形状測定には接触式の表面粗さ計を用いた。

7. 3 実験結果及び考察

7. 3. 1 高速度工具鋼における打撃痕の成長

工具顕微鏡で観察しながら粗さ計の触針が打撃痕の子午線上を通過するようにして所定回数後のプロファイルを記録した。これによって求めた打撃痕の深さ (d) と直径 (D) の打撃数 (N) に伴う変化の一例を図 7-3 に示す。試験片は SKH51 である。これによれば打撃に伴う D の変化はほとんどないが、d は N とともに単調に増加している。各プロットを回帰分析すると、

$$d = 5.63 \times 10^{-6} N + 1.249 \quad r=0.9986 \quad (1)$$

ここで r: 相関係数

と一次曲線で近似できた。本実験範囲内で d は N に対して一定割合で増加したことになる。また図中に示したように N=1 に外挿したときの d や D は一回静的に圧縮したときのそれらより大きい。衝撃的な打撃の影響が現れたと思われる。

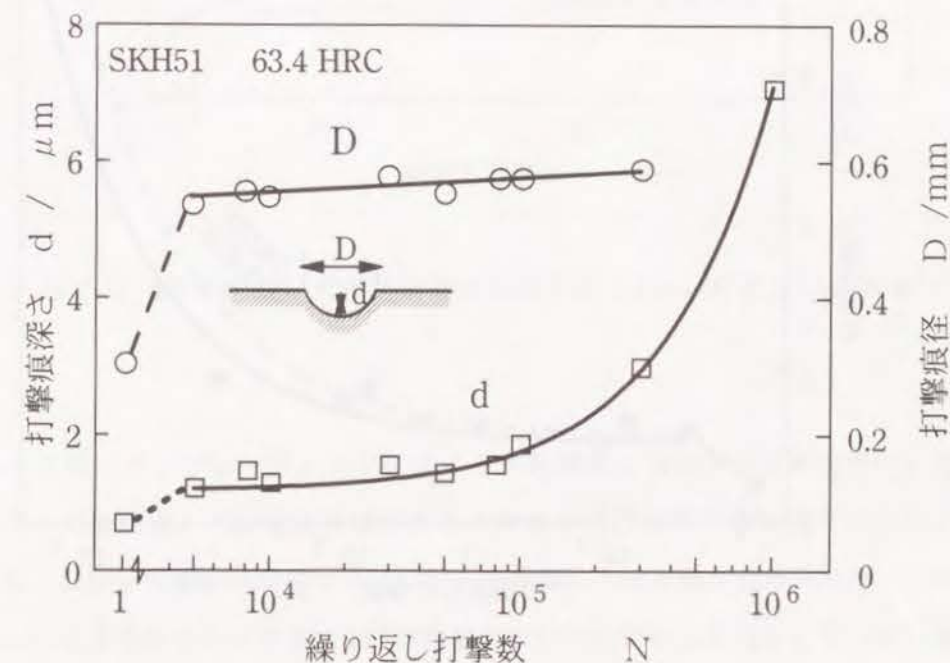


図 7-3 打撃数 (N) に伴う打撃痕の深さ (d) と直径 (D) の変化 (SKH51)

7. 3. 2 硬質層被覆材における打撃痕の成長

被覆材の打撃痕形成においては被覆層の硬さや高い弾性率によって、打撃痕の成長が無被覆材に比べて遅れることが期待される。一方で皮膜強度や密着性に劣る場合には早期に摩耗や剥離が生じると思われる。

図7-4に硬質クロムめっき材における d (d_{cr}) と N の関係を示す。破線はSKH51母材の変化を示す。めっき層厚さの影響を見たが、今回の $22\mu\text{m}$ と $3\mu\text{m}$ ではその違いは認められず、共通の回帰式：

$$d_{cr} = 4.25 \times 10^{-6} N + 1.611 \quad r=0.9936 \quad (2)$$

ここで r ：相関係数

が得られた。 d_{cr} は d_{SKH51} に比較して傾きが小さく、打撃痕の成長が遅いことが示された。

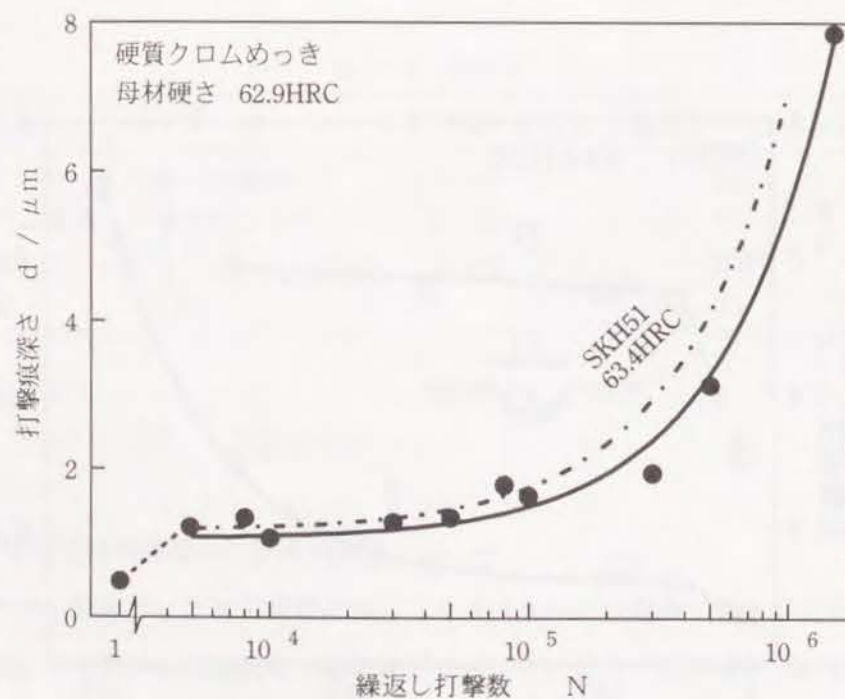


図7-4 打撃数(N)に伴う打撃痕の深さ d (d_{cr}) の変化(硬質クロムめっき)

図7-5はVC被覆材の d (d_{vc}) の打撃回数に伴う変化を示している。打撃数が小さいとき (1×10^5 回まで) に d_{vc} の変化はほとんどなく、それ以降は漸増している。

d_{SKH51} と比較して打撃初期の d が大きい、これはVC被覆材の母材硬さがいくぶん低かったためと思われる。打撃数が増えたときに d_{vc} の増加が極端に小さいのは被覆層の摩耗がほとんどなかったためである。

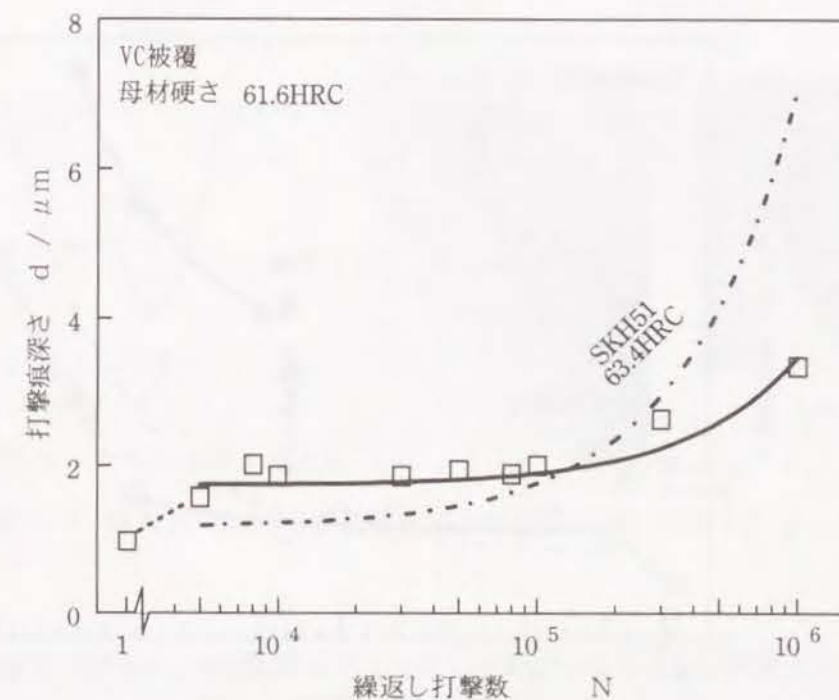


図7-5 打撃数(N)に伴う打撃痕の深さ d (d_{vc}) の変化(VC被覆)

図7-6にはイオンプレーティングによるTiN被覆材について d の変化を示した。打撃数が小さいときには、TiN層に形成される打撃痕の成長曲線は母材のそれとほとんど同じである。しかし打撃数が増加するにつれ、2種類の変化形態が認められた。1つは d_{TiN} が d_{SKH51} ほど大きくなり 3×10^5 回打撃においてもほとんど成長していない場合であり、1つはある打撃回数において急激に d_{TiN} が大きくなる場合である。前者は実験範囲内で皮膜が健全で剥離せず摩耗もごくわずかな状態であり、後者は d_{TiN} の急増に対応し

て皮膜が剥離脱落した状態である。

3.1 μm 厚さの試験片において 8×10^4 回打撃時の d_{TiN} を皮膜の脱落の有無によって比較すると、その差は 3 μm でちょうど皮膜厚さに相当している。これ以降の打撃に対しては、 d_{TiN} は皮膜厚さ分深い状態を保ちながら d_{SKH51} と同様の成長曲線をとった。TiN 層の脱落後は母材の損傷によって打撃痕深さが増加したことを示している。

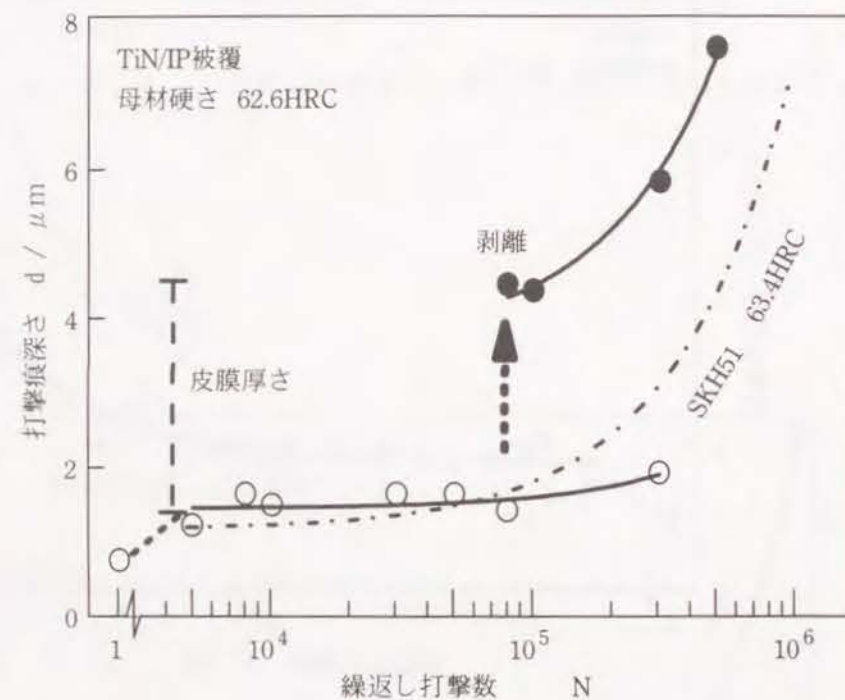


図 7-6 打撃数 (N) に伴う打撃痕の深さ d (d_{TiN}) の変化 (TiN/IP 被覆)

7. 3. 3 表面損傷の特徴

(a) 硬質クロムめっきの損傷

図 7-7 に皮膜厚さ 15 μm の硬質クロムめっき被覆材の表面損傷の例を示した。(1) は繰返し打撃を 3×10^5 回加えた箇所の表面観察結果と粗さ計によるその断面形状である。(2) は同一試片のロックウェル硬さ圧痕周囲の状態である。この圧痕は通常の硬さ測定 (頂角 120° 先端半径 0.2 mm のダイヤモンド円錐圧子を 1.47 kN で圧下) で形成された。

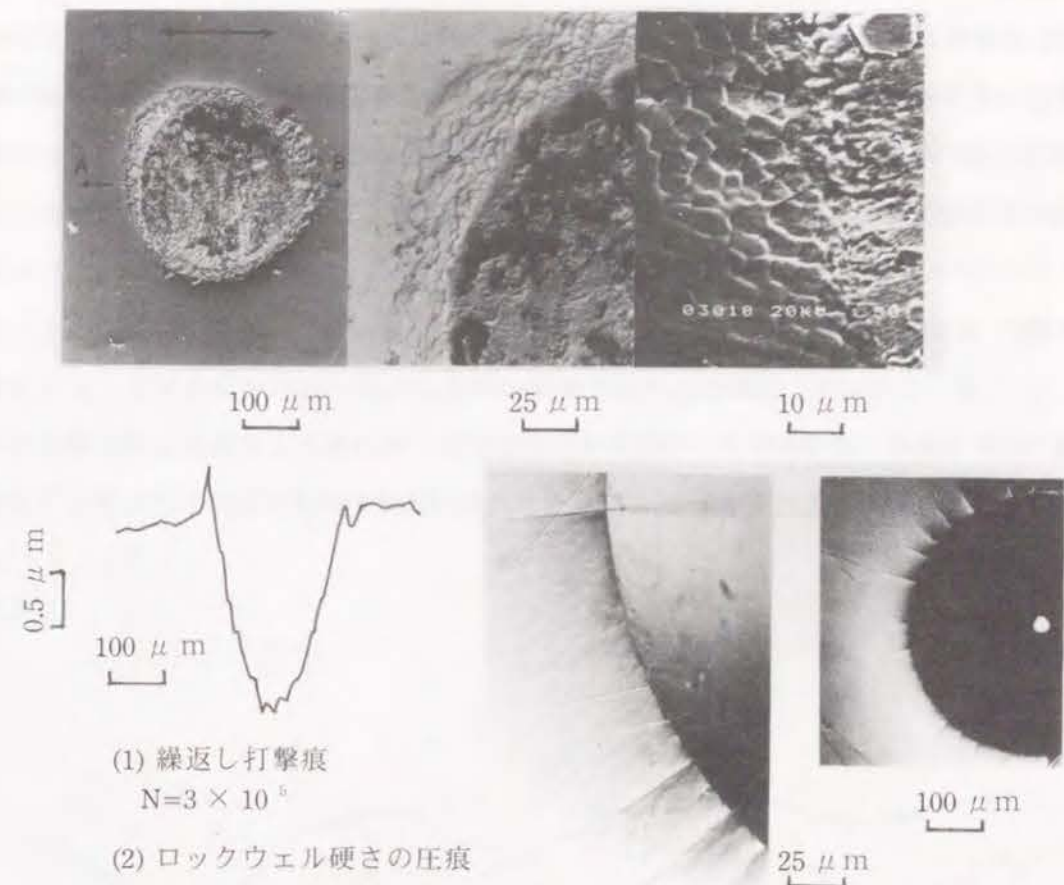


図 7-7 硬質クロムめっき被覆材の表面損傷の例 (皮膜厚さ 15 μm)

繰返し打撃痕は深さ 2 μm で皮膜厚さと比較してわずかにくぼみしか形成されていない。くぼみ自体には繰返し打撃試験機のアームの長さ方向と直角方向のうねりが縞模様となって観察された以外にクラックなどの表面損傷は観察されない。しかしくぼみの周辺には拡大写真で明らかなように鱗片状の段差が多数生じている。1つの鱗片の大きさは約 5 μm で、ロックウェル圧痕周囲の結晶粒界に似た模様の大きさと同じであった。これらは打撃痕においてもロックウェル圧痕においても、周辺の塑性変形による盛り上がりの箇所に見られることから、塑性変形により皮膜内部にすべり変形が生じ粒界が現れたものと思われる。

なお皮膜厚さが 3 μm の場合は打撃痕周囲にもロックウェル圧痕周囲にも鱗片状の損傷は認められず、小さいへこみやらせん状のクラック (図 7-10 に類似) が生じていた。

皮膜厚さによる損傷状態の違いは外力を皮膜と母材がどの割合で負担するのかに起因す

と思われる。15 μm 厚さの場合、圧痕深さに対する皮膜厚さの割合は21%であるが、3 μm 厚さの時は4%にすぎない。従って打撃や押し込みによる応力は、厚膜の場合めっき膜の粒界移動や放射状のクラックを発生させ、薄い皮膜のときは母材変形が皮膜の損傷形態を決めるために、母材の変形応力に対応するすべり線場を反映したクラックが皮膜に現れると考えられる。

(b) VC皮膜の損傷

図7-8、7-9にVC皮膜における打撃痕の成長と損傷の観察結果を示す。図7-8は荷重 F_2 が19.6N、図7-9は $F_2 = 49\text{N}$ の結果である。なおこれらの観察は同一箇所を連続的に追ったものではなく、同一試片の異なった箇所をそれぞれ所定の回数打撃して比較したものである。

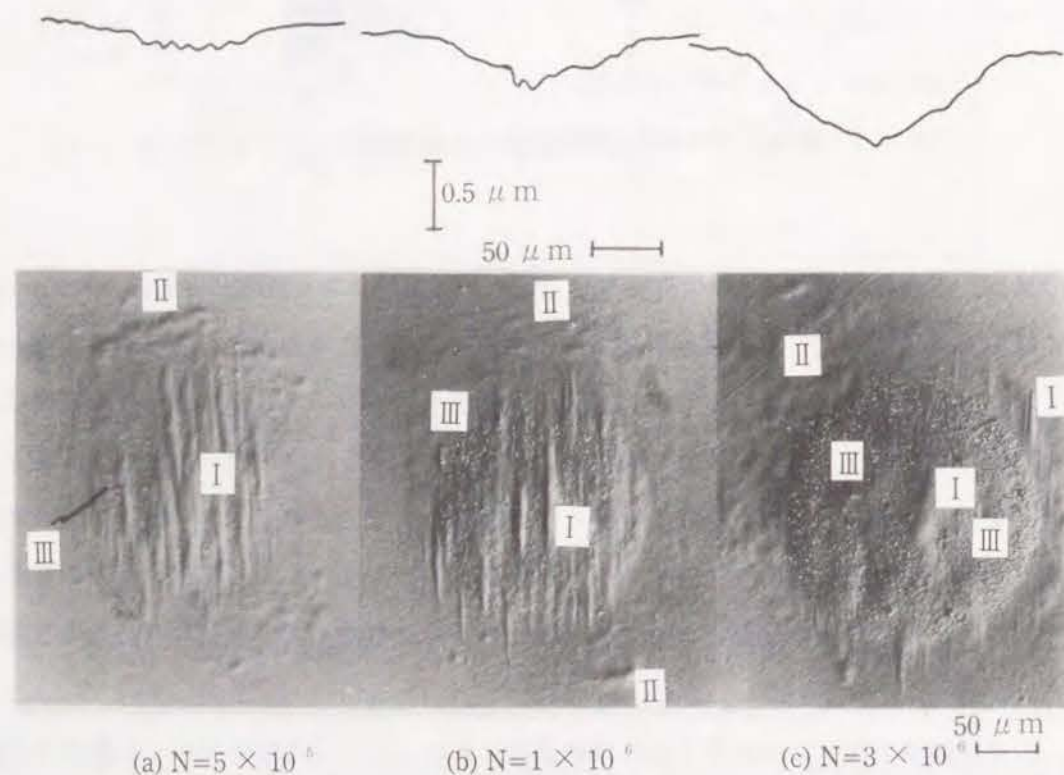


図7-8 VC皮膜における打撃痕の成長と損傷の観察結果 (F_2 : 19.6N)

これらの打撃痕で以下の特徴的な損傷が観察された。まずアーム長さ方向と直角方向に縞模様 (I) が生じている。これらの縞模様はSEM写真や形状曲線から明らかなように、深さ0.1~0.3 μm の長楕円形のくぼみである。第2の特徴は打撃痕の外縁部から外側にかけて、独立したくぼみ (II) が多く存在することである。これら2つの特徴は前述の3 μm 厚さの硬質クロムめっきにおける損傷の特徴と似ている。最後に打撃痕表面に非常に微細な欠陥 (III) が存在し、打撃数とともに増加したことがあげられる。SEMの拡大観察によればこれらは2~3 μm の開口部を持ったピットであることがわかった。打撃数が多くなると母材表面が平坦なまま露出する損傷 (見かけ上剥離) が生じてくる。

以上の観察から繰返し打撃に伴うVC皮膜の損傷過程が単に打撃痕の拡大で進むのではなく、局所的な塑性変形や疲労破壊に基づくと思われるピット形成を経て皮膜の剥離に至ることがわかる。

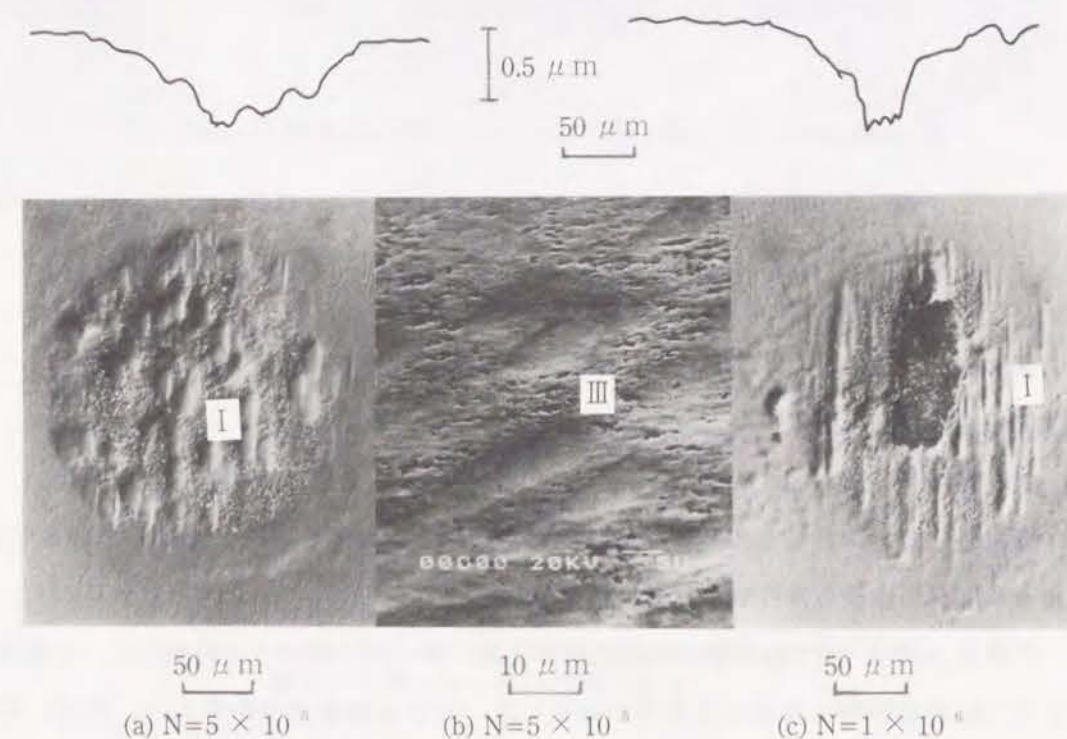


図7-9 VC皮膜における打撃痕の成長と損傷の観察結果 (F_2 : 49N)

図 7-10 には同一試片によるロックウェル圧痕周辺の損傷状態を示す。圧子押し込みに伴う母材の塑性変形によるすべり線場をそのまま表して、VC 皮膜にクラックが生じている。これは皮膜が $1\mu\text{m}$ で薄いこと、表面粗さが $0.1\mu\text{m Ry}$ 以下で滑らかなことのために現れ、皮膜と母材との密着性がよいことや皮膜の平面方向の組織が均一で方向性がないことを示唆している。

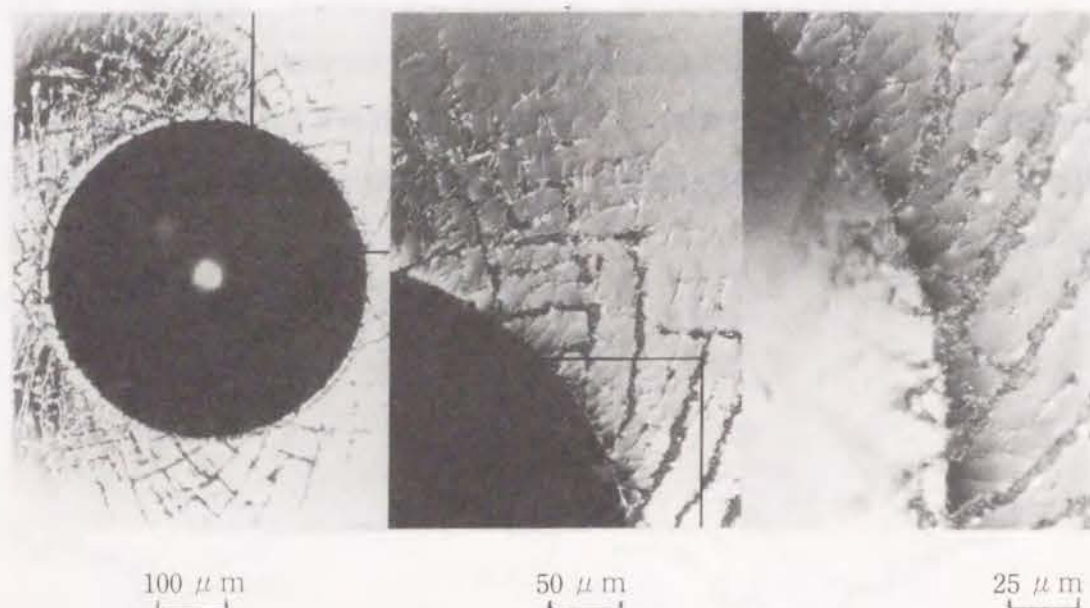


図 7-10 VC 皮膜におけるロックウェル圧痕周辺の損傷状態

(c) イオンブレーティングによる TiN 皮膜の損傷

図 7-11 にイオンブレーティング法によって被覆した TiN 皮膜の繰返し打撃に伴う表面損傷の進行状態を示す。

5×10^3 回の打撃では剥離は生じていない。打撃部中心は TiN 独特の金色を失い、母材が露出したかの印象を与えるが、形状曲線から明らかなように少しくぼんでいるだけで、表面の凹凸の様子も非打撃部と変わらなかった。

打撃数 3×10^4 回では打撃中央部に矩形に黒い膜が浮いたように観察され、打撃痕周囲には TiN の破碎粉と思われる微粉が存在した。これを超音波洗浄すると、周辺の微粉とともに矩形部の黒色膜が除かれ、平坦な母材が現れた。また皮膜厚さ分の段差がある剥離境界部にはクラックも認められた。

このようにイオンブレーティング法による TiN 皮膜の繰返し打撃に伴う表面損傷は、図 7-6 に示したように打撃痕の成長と同時に皮膜の微細な摩耗と皮膜の剥離によって進行することがわかる。

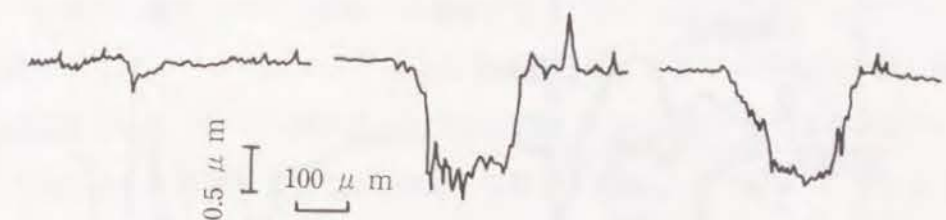
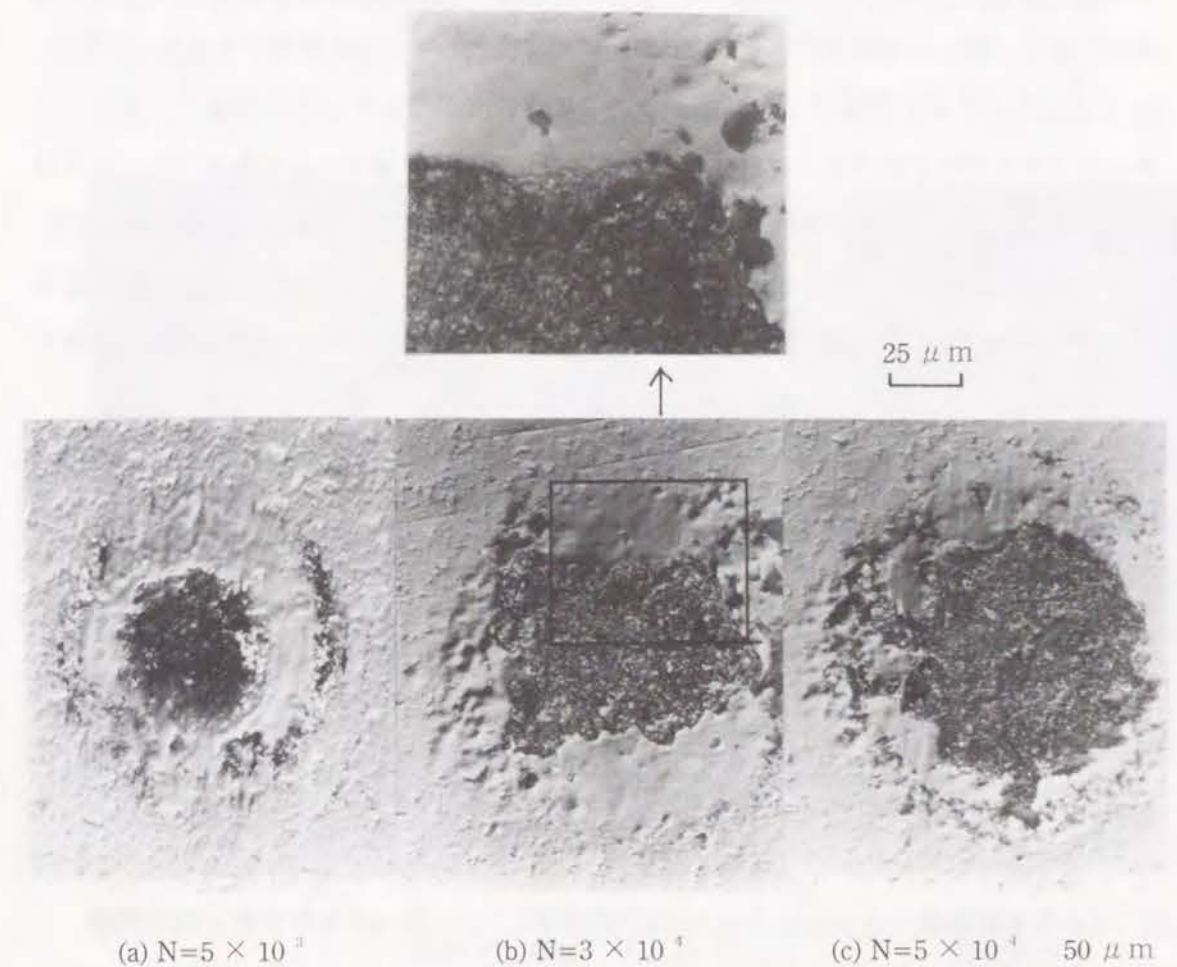
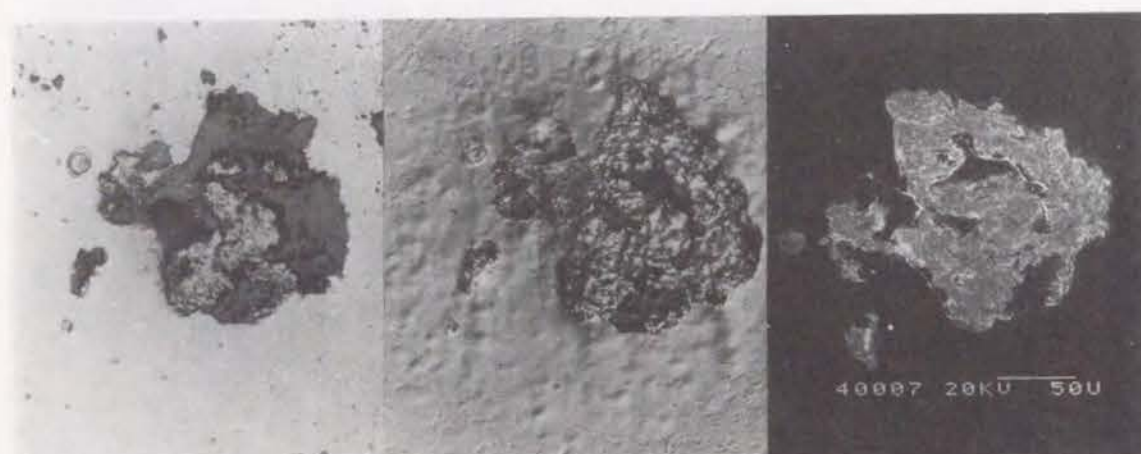


図 7-11 イオンブレーティング法によって被覆した TiN 皮膜の繰返し打撃に伴う表面損傷の進行

(d) 皮膜損傷の観察手法による違い

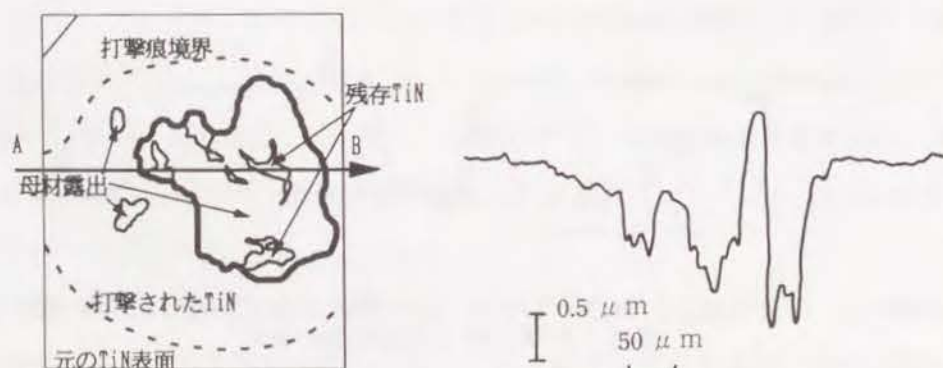
図 7-12 に同一圧痕が手法によってどう異なって観察されるかを比較して示した。(a) は光学顕微鏡の明視野像(打撃のままの表面), (b) は光学顕微鏡のノマルスキー型微分干渉像(超音波洗浄後), (c) は走査型電子顕微鏡像(超音波洗浄後)である。微分干渉像の特徴は、微小な表面凹凸がその境界が連続的に変化していても観察できることである。(b) に示したように、打撃部分の範囲やそこで試片表面が滑らかになった様子、さらに小さい凹部が点在する様子がよく分かる。これに対して明視野像や走査電顕像ではこれらは全く観察できない。一方走査電顕では二次電子の強度が物質の原子量によって異なるので、物質の構成原子の違いが像の明暗となって現れ物質の区別がしやすい。また電子線の直線性のために表面形状の段差が明瞭に現れる。このため (a), (b) 2 つの光学顕微鏡像で黒く



(a) 光学顕微鏡
明視野像

(b) 光学顕微鏡
ノマルスキー型微分干渉像

(c) 走査型電子顕微鏡像

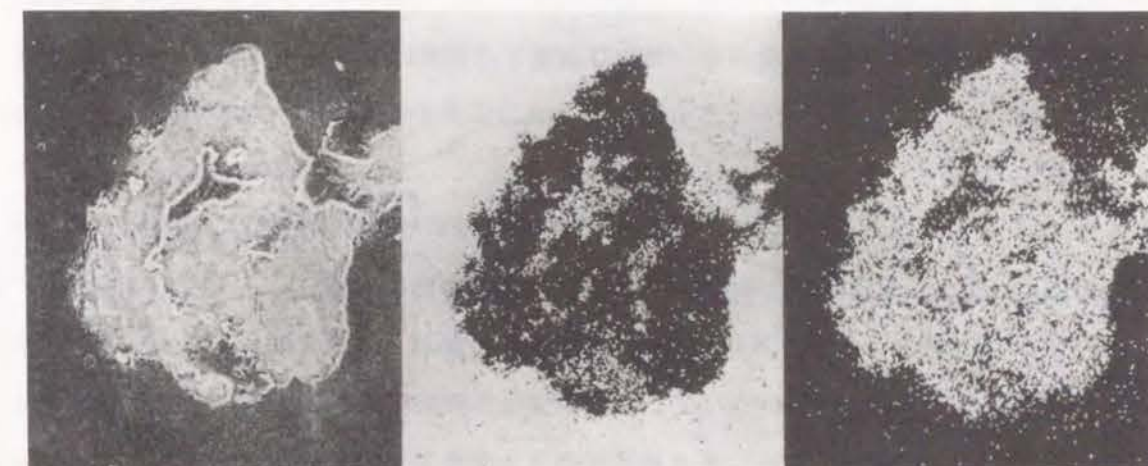


(d) (b) に基づく説明図

(e) (d) 図 A-B 断面の形状

図 7-12 同一打撃痕の観察方法による見え方の違い

観察された、剥離部に残留した TiN や剥離部周辺の TiN 皮膜が走査電顕では周囲の健全な TiN 皮膜と同じように観察され、母材の露出状況がよくわかる。図 7-13 に同じ打撃痕を EPMA 分析した結果を示す。装置の関係で図 7-12 とは左右反転した像になっている。Ti と Fe の EBS 像から剥離した中に一部 TiN 皮膜が残留していることが確認できた。



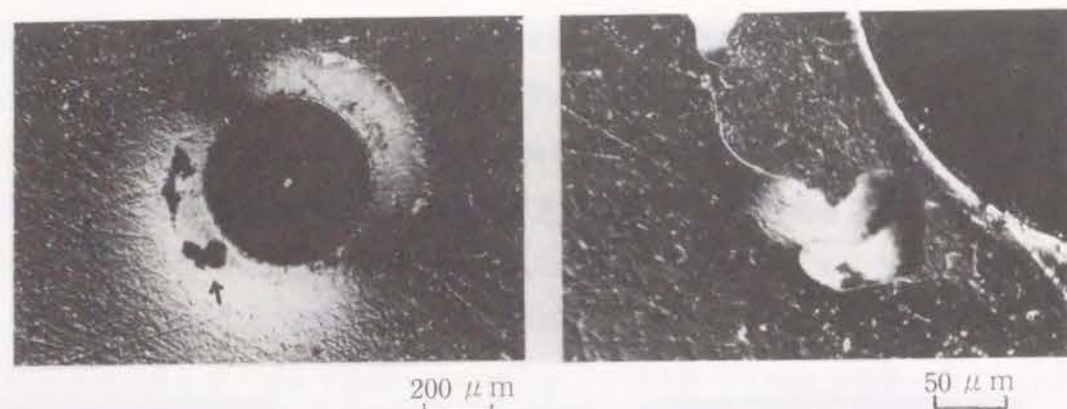
(a) 2 次電子像 50 μ m (b) Ti K α 線像 (c) Fe K α 線像

図 7-13 打撃痕の EPMA 分析による剥離の確認

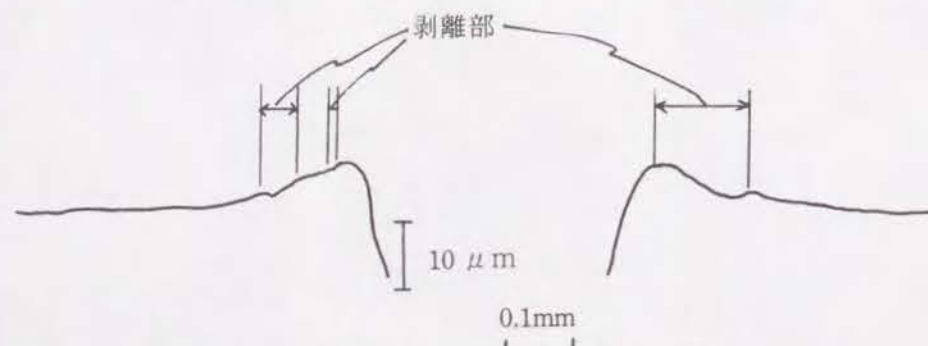
図 7-14 には同一試片のロックウェル硬さ測定に伴う圧痕周辺の損傷状況を示す。断面形状に示したように、圧痕の縁から同心円状に剥離したり、圧痕の縁付近には皮膜が残留し、少し離れた箇所で帯状に剥離する特徴が見られた。このようにロックウェル圧痕周辺で剥離したイオンプレーティングによる TiN 皮膜は、数万回の比較的少ない繰返し打撃で母材が露出している。一方、ロックウェル圧痕周辺で剥離が生じなかった VC 皮膜や硬質クロムめっき皮膜は 1×10^6 回の繰返し打撃でも剥離していない。ロックウェル圧痕周辺の剥離の有無で、皮膜の耐剥離性の評価ができよう。

7. 3. 4 繰返し打撃痕の形状の違い

図 7-15 には各表面被覆材について、繰返し打撃痕の径と深さの関係を示した。径は直行する 2 方向の平均、深さは打撃痕中央の断面形状曲線から求めた値である。図中実線で



(a) 全体像（左）および剥離した皮膜の拡大観察（右）



(b) 圧痕周辺の盛り上がりと剥離箇所

図 7-14 ロックウェル圧痕周辺の損傷状況

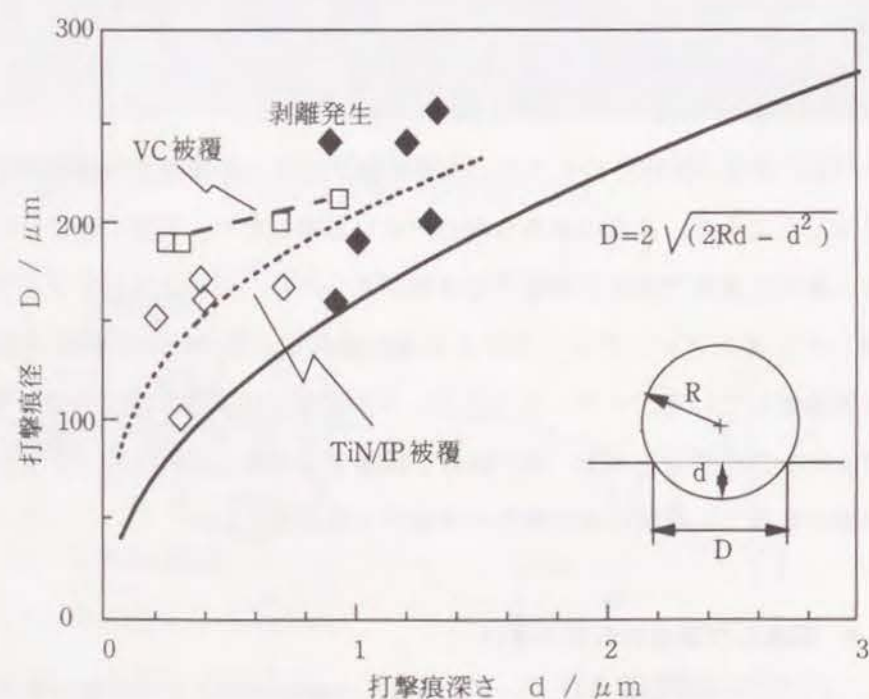


図 7-15 繰返し打撃痕の径と深さの関係

示した2次曲線は、打撃子と同一径の完全剛性球を完全塑性平板に押し込んだときに生じるくぼみの径と深さの関係を幾何学的に求めたものである。これを以後理想形状線と呼ぶ。

実際には、打撃子も試片も弾性変形を伴うので、打撃痕は理想変形状態よりも径が大きく、深さは浅くなるはずである。実際ほとんどすべての実験点が理想形状線の上側にプロットされている。このずれが大きいほど、つまり打撃痕径に対して深さが浅くなるほど試片の弾性回復量が大きかったか、試片の剛性が高く打撃子の弾性変形が大きかったことになる。打撃痕が大きくなると深さにしめる弾性回復分が減少するためか、徐々に理想形状線に近づく傾向が認められる。皮膜によってこのずれが異なり、VC被覆材でこの傾向が大きい。皮膜の特性が試片の外部負荷に対する抵抗を変化させることを示している。

7. 3. 5 繰返し打撃痕の損傷状況の違い

図 7-16 に、繰返し打撃数の増加に伴って発生する損傷の変化をまとめた。SKH51 や硬質クロムめっきにおいては、打撃数の少ないときには摩耗やひっかき傷といった摺動に伴う損傷が現れている。また局所的な変形は起こっているものの、剥離は生じていない。一方 VC や TiN では摩耗やひっかき傷の発生は繰返し数が 10^4 の位になってからである。TiN には剥離が生じているが、VC には生じていない。それぞれの皮膜によって損傷の種

皮膜	繰返し打撃数	$\times 10^3$		$\times 10^4$				$\times 10^5$	
		5	8	1	3	5	8	1	3
SKH51		●	●	●	●	●	●	●	●
硬質 Cr めっき		● □	● □	● □	● □	● □	● □	● □	● □
VC 被覆		◇	◇	◇	◇	● □	● □	● □	● □
TiN 被覆		○	○	○	○	○	● □	● □	● □

○ 平滑化 □ 局部変形 ◇ クラック
● 摩耗 ◆ 剥離 ■ ひっかき痕

図 7-16 繰返し打撃痕における損傷の違い

類も出現の時期も非常に異なっている。図 7-16 に示した打撃痕の形状の違いやここに示された損傷の種類に皮膜の性質が反映されている。同一条件で打撃しても皮膜の種類によって影響の受け方が異なり、損傷形態も違ってくるのが具体的に明らかになった。皮膜の寿命を評価する際には、皮膜によって脱落する主因が異なることを考慮して、一つだけの尺度で整理することのないように留意する必要がある。

7. 3. 6 繰返し打撃損傷に及ぼす母材硬さの影響

図 7-17 に繰返し打撃に伴う打撃痕の深さと損傷の進行に及ぼす母材硬さの影響を示す。皮膜はイオンプレーティングによる TiN である。母材硬さによって圧痕の深さが異なっているが、必ずしも深さと損傷の発生時期とに関係があるわけではない。今回の硬さの範囲ではほぼ同じ打撃回数で剥離が生じ始めている。これは打撃回数が増加しても打撃痕の形状はほとんど変化せず、初期深さでの繰返し打撃になっていることに起因するだろう。ただし 63HRC の母材硬さでは、剥離は発生しない。

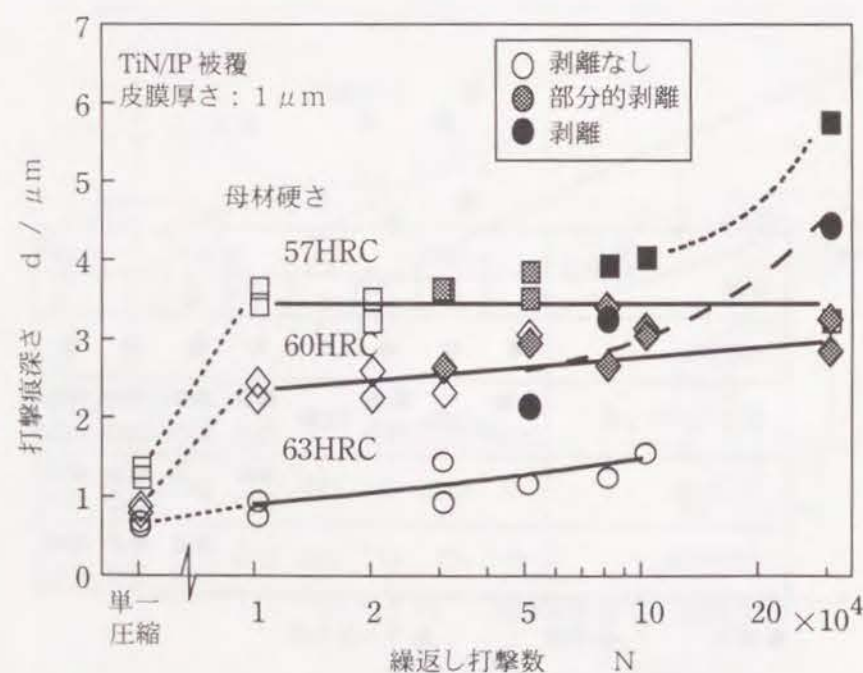


図 7-17 繰返し打撃に伴う打撃痕の深さと損傷の種類之母材硬さによる違い

図 7-18 には一回の静的な圧縮で形成される圧痕形状に及ぼす母材硬さの影響を示した。母材硬さの影響は圧痕深さ (d) に対して強く、曲率半径 (ρ) や径 (D) に対しては小さい。したがって初期に決定された打撃痕の形状が深く、変形に基づく剥離が生じない限り、疲労が原因の剥離の発生時期はそれほど変わらないのであろう。打撃痕の形状は皮膜の種類や膜厚によって大きく変わらないので、母材硬さで決まる初期形状によって皮膜の剥離寿命が決定されるといえる。なお図中には打撃子 (ボール) の径と弾性接触時の Hertz の接触径を併記した。いずれの値も圧痕の方が大きくなっている。

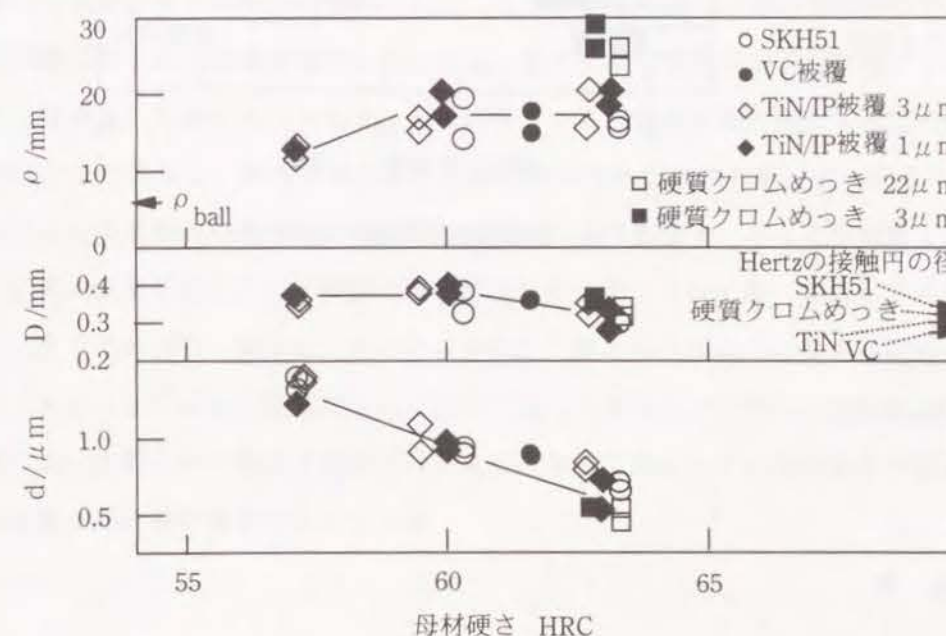


図 7-18 一回の静圧縮で形成される圧痕の形状に及ぼす母材硬さの影響

7. 3. 7 耐剥離性の比較

図 7-19 には皮膜の剥離についてのみ、その発生する繰返し打撃数とともに皮膜間の比較を行った。高温で処理され密着性が高いと予想される VC 皮膜やクロムめっきには剥離は生じていない。これらに比べイオンプレーティングやプラズマ CVD 処理によって比較的低温で形成された TiN 皮膜は少ない打撃数で剥離し、処理方法や処理のばらつきの違い

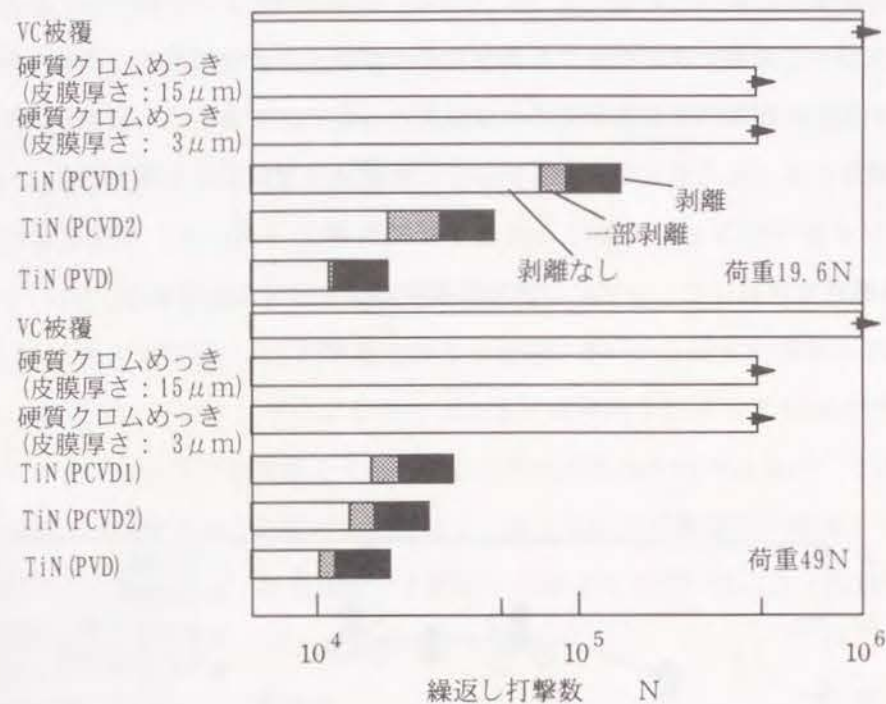


図 7-19 剥離発生打撃数の比較

いも認められる。

7. 4 結 言

多数回の打撃を皮膜表面に繰返し加える方法によって、表面処理被覆材の耐剥離性や疲労損傷の発生状況を検討した結果、以下のことが明らかになった。

1) 表面被覆処理材によって独特の形態をとって損傷が進む。皮膜の種類や皮膜厚さ、処理条件によっても異なる。例えば、

VC 被覆：クラック発生→局部変形→摩耗

クロムめっき：クラック発生、局部変形、摩耗の同時進行

TiN 被覆：平滑化→局部変形→剥離

2) 打撃痕を理想押し込み形状と比較した結果、打撃痕は理想形状より径は大きく、深さ

は浅い状態を維持しながら成長していく。皮膜の種類によって理想形状との乖離状態が異なり、同一負荷に対しての影響度が異なった。これを考慮のうえ耐剥性を評価する必要がある。

3) 剥離発生打撃数は負荷荷重によらず、多い順に VC、クロムめっき、TiN であった。TiN ではその処理方法によっても大きく剥離発生数が異なった。

4) 打撃痕深さは母材硬さによって決まり、皮膜の種類、厚さにはほとんどよらなかった。母材が軟らかいほど深く、曲率半径の小さい打痕が形成された。

以上代表的な被覆材料についてその繰返し打撃特性の違いを明らかにした。塑性加工用金型に適用された場合にも、金型の突起部やテーパ一部など被加工材料を通して加工機の衝撃力が直接負荷される部位において、これらの特性の違いが現れるであろう。また最終的な剥離に至る前の損傷の過程においては、それぞれの皮膜の損傷の特徴によって焼付き特性の違いとして現れるであろう。例えばクラックや局部変形が発生すればそれが焼付きの起点となり得るし、摩耗が進行して母材が露出すればこれも焼付きの起点となりうる。それによって摩擦力が増加すれば剥離も助長されるであろう。さらに母材硬さが十分でなく、工具の変形が生じれば、硬質皮膜自体が負荷に耐えられても、陥没して見かけ上剥離してしまうであろう。第 6 章で述べたステンレス鋼の加工のように変形抵抗の大きい材料を加工するときには特に配慮が必要となる。従って実用上工具材料の焼付き特性を評価する際には、皮膜自体の焼付き特性だけでなく、皮膜工具としての母材特性や表面仕上げにまで配慮した評価が重要になってくる。

参考文献

- 1) P. A. Engel : Impact Wear of Materials, (1984), Elsevier.
- 2) K. L. Mittal, editor : Adhesion Measurement of Thin Films, Thick Films, and Bulk Coatings, (1978), ASTM.

第8章 総 括

塑性加工において高い品質の製品をいかに生産性高く製造するかが多様な材料を活用するための技術的課題になっている。このために塑性加工用工具材料のトライボロジーに関する要因を明確にすることが、工学的にみて有用であるとともに実用上も価値のあることと考える。本論文では工具材料を有効に使用するための要因を明らかにすることを目的とし、その立場から塑性加工における工具材料のトライボロジー挙動を論じた。なかでも焼付き現象、特に潤滑剤が介在しなくなった時点の工具材料と被加工材料間の凝着現象を取り扱い、焼付きに基づく表面損傷の発生と成長の過程を明らかにし、焼付き現象のメカニズムを明らかにしつつ工具材料のトライボロジー特性を整理した。

まず工具鋼における析出炭化物の焼付き特性に対する役割を明確にした。次にそれらの炭化物量が100%になった状態が硬質皮膜処理材であると位置づけ、各種表面処理材のトライボロジー特性を明らかにした。さらに硬質表面処理材の耐焼付き性に及ぼす影響因子の一つとして表面粗さを取り上げ、表面をなめらかにすることが皮膜本来の特性を引き出し、焼付きの抑制に対して非常に効果的であることを示した。またアルミニウムやステンレス鋼を加工するときの工具材料の特性を明らかにした。その際工具と被加工材との界面温度に着目して、それぞれの材質の組み合わせと温度上昇及び焼付き傾向に関して考察した。以下各章別にその概要をまとめる。

第2章では、焼付きに及ぼす鋼中炭化物の影響を明らかにするとともに、炭化物量を人為的に変化させたモデル型によって炭化物の焼付き防止能を検討した。すなわち熱処理によって炭化物量を変えた炭素鋼や高速度工具鋼の耐摩耗、耐焼付き性を評価し、焼付き発生距離と炭化物量や硬さとの関係を明らかにした。耐焼付き性はセメントタイトや他の炭化物量が多いほど向上した。一方鋼の硬さと耐焼付き性とは相関が認められなかった。従って耐焼付き性を重視する場合には硬さを犠牲にしても炭化物量が多くなるような熱処理条件を選ぶべきである。さらにフォトエッチング等によりVCを部分的に被覆したモデルダイスを用い、VCストライプの間隔によって焼付き挙動が変化する状況を示した。ストライプ間隔が広いとVCの焼付き防止作用よりも鋼ストライプからの焼付きの発生及び成

長が優先して、焼付きが大きくなった。焼付きの成長は幅方向の成長と高さ方向の成長の相互作用で加速されることがわかった。従って焼付きの成長を抑制するためには焼付きの幅を小さく、摺動方向に連続して成長させないことが重要である。この点で鋼中の炭化物の抑制効果が働いていると推察された。

第3章では、代表的な塑性加工法をシミュレートした摩擦実験により、硬質皮膜被覆材の摩擦・焼付き挙動を他の表面処理材や工具材料との比較のうえ明らかにした。まずリング圧縮試験により塑性変形中の摩擦係数を測定し、VC皮膜は高摩擦であっても焼付き特性が優れることを示した。次に、試作した連続引抜き形摩擦試験機で、長距離の加工における工具材料や表面処理材の摩耗及び焼付き挙動を観察し、それぞれの特徴を明らかにした。従来の浸炭処理や窒化処理材に比べて、硬質皮膜被覆材の特性が非常に優れていることがわかった。さらに最も過酷な成形といわれる後方せん孔押出し加工を行い、焼付きを起こさないでせん孔加工ができる最大の深さを求めた。VC皮膜被覆材が無潤滑条件下においても耐焼付き性に優れ、製品表面品質の優れた押出し品が製造できた。しかしポンチ表面粗さの影響が大きく、鏡面でないとひっかき傷を生じやすいことを示した。またその損傷がポンチの押し込み過程ではなく、引抜き過程で発生することを見いだした。

第4章では、焼付き特性に及ぼす工具の表面粗さの影響について論じた。無被覆材や硬質クロムめっき材との焼付き挙動の比較から、硬質皮膜被覆材では表面粗さの影響を受けやすいことを示した。硬質皮膜被覆材の特性を引き出すためには $1\mu\text{mRy}$ 以下の表面に調整することが必要である。面圧や被加工材料、潤滑油粘度などの影響にも言及した。

第5章では、アルミニウムのしごき加工における硬質皮膜被覆材の焼付き抑制効果を示した。この加工における凝着の発生と成長挙動をモデル化し、セラミックスや硬質皮膜被覆材では凝着の単位が小さいために全体の成長が抑制されることを示した。

第6章では、ステンレス鋼のしごき加工における摩擦・焼付き挙動を、摩擦係数の変化や製品表面性状の違いから明確にした。その中で、ステンレス鋼の機能的特性である透磁率の変化に加工中の摩擦状態が影響することを示す。また塑性加工中の被加工材料の凝着挙動を、加工時の温度上昇に着目して工具材料と被加工材料の適合性の面から論じた。

第7章では、硬質皮膜被覆材の母材との密着性について、トライボロジー特性への影響の点から調べた。被覆材表面に硬球を繰返し打撃したときの表面損傷の進行を観察して、皮膜が剥離する過程を把握した。皮膜の種類による剥離挙動の違いや母材硬さの影響をまとめた。

以上塑性加工用工具材料のトライボロジー特性を明確にすることで、工具材料の選択基準及び適正熱処理条件を示し得た。特に表面処理材について炭化物や窒化物を表面に被覆したいわゆる硬質皮膜被覆材がトライボロジー特性に優れることを示し、それを引き出すために表面粗さや母材硬さを適正化する必要があることを具体的に示した。従来評価が曖昧であったこれら表面処理材の特性を明確にした意義は大きい。冷間加工においてはこれら表面処理材に代わる工具材料は見あたらないが、今後の課題は温、熱間加工において高い特性を示す工具材料の開発である。また摩耗や焼付きの寿命予測技術が開発されることもこれからの省資源、高生産性、生産の自動化の動きの中で重要と思われる。

謝辞

本研究を遂行するにあたり、終始懇切なるご指導を賜りました 京都大学 島 進教授に深甚なる謝意を表します。

また、本研究をまとめるに際し多くの有益なご教示をいただきました、京都大学 池内健教授、ならびに京都大学 牧 正志教授に厚くお礼申し上げます。

本研究は、株式会社豊田中央研究所において実施されたものであり、本研究の機会を与えていただくとともに、本論文をまとめるに際し、京都大学大学院博士後期課程への入学に対しご高配を賜りました、理学博士 上垣外修巳代表取締役所長ならびに高瀬公宥取締役 に厚くお礼申し上げます。

本研究を遂行するにあたり、終始懇切なご指導とご鞭撻をいただきました元株式会社豊田中央研究所取締役 工学博士新井 透様に心よりお礼申し上げます。また共同研究として本研究の一部を実施するにあたり、ご指導をいただきました岐阜大学 堂田邦明教授に深くお礼申し上げます。

また本研究の実施にあたり、終始ご教唆と激励をいただいた、株式会社豊田中央研究所、工学博士 団野 敦取締役、工学博士 松居正夫部長に厚く感謝申し上げます。

さらに、本研究を実施するにあたり、さまざまなご助言、ご討論及びご協力をいただいた、株式会社豊田中央研究所 川浦宏之研究員、材料加工研究室ならびに表面改質研究室の皆様、TRD 法の開発に携わられた皆様および元株式会社豊田中央研究所 渡辺三千雄様に厚く感謝いたします。